

50 Международный симпозиум

«Актуальные проблемы прочности»

*27 сентября –1 октября 2010 года
Витебск, Беларусь*

**Сборник
материалов**



Часть 1

Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности
материалов
Министерство образования Республики Беларусь
Национальная академия наук Беларуси
Государственный комитет по науке и технологиям Республики Беларусь
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред
Белорусский республиканский фонд фундаментальных исследований
Витебский областной исполнительный комитет
УО «Витебский государственный технологический университет»
ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси»

50

Международный научный симпозиум

**«Актуальные
проблемы прочности»**



35-лет ИТА НАН Беларуси

*27 сентября–1 октября 2010 года
Витебск, Беларусь*

МАТЕРИАЛЫ КОНФЕРЕНЦИИ

Часть 1

Витебск, Беларусь
2010

УДК 539.4
ББК 22.25
С-65

50 Международный научный симпозиум «Актуальные проблемы прочности». 27 сентября - 1 октября 2010 года. Витебск, Беларусь: сборник материалов. Ч.1. /УО «ВГТУ» – Витебск, 2010 – 218 с.

В сборнике материалов конференции представлены результаты исследований перспективных как конструкционных, так 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.

ISBN 978-985-481-200-7

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

«АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ». ИСТОРИЯ И СОВРЕМЕННОСТЬ

Бетехтин В. И.

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

В 2010 г. исполняется 30 лет (1980–2010 гг.) с начала проведения научной конференции (в первые годы – семинара) «Актуальные проблемы прочности» (АПП). У истоков организации конференции Актуальные проблемы прочности стояли представители Ленинградской школы прочнистов из Ленинградского Государственного Университета, Ленинградского Политехнического института (ныне СПбГПУ), Физико-технического института им. А.Ф.Иоффе АН СССР. Одним из основных инициаторов проведения АПП был профессор В.А.Лихачев, тесно связанный по учебе и работе с ЛПИ, ЛГУ, ФТИ.

За 30 лет «Актуальные проблемы прочности» стали одним из наиболее представительных и уникальных научных форумов, проводимых ежегодно (часто – дважды в год) в разных городах СССР, а после распада Союза – в России, Беларуси, Украине. За это время конференция прошла в более 20 городах на базе ВУЗов и академических институтов, в которых ведутся работы в области физики и механики прочности твердых тел. Так, в разные годы конференция «Актуальные проблемы прочности» состоялась в Ленинграде – Петербурге (5 раз), Вологде (3), Ижевске (5), Новгороде (7), Барнауле (3), Пскове (2), Тамбове (2), Н.Новгороде–Горьком (2), Боровичах (2), а также по одному разу в Томске, Тарту, Череповце, Риге, Туле, Ленинабаде, Рубежном, Старой Руссе, Ухте, Белгороде, Черноголовке. По инициативе Межгосударственного координационного Совета (МКС) по физике прочности и пластичности твердых тел впервые после распада Союза конференция стала проводиться вне России. Так, начиная с 2000 года, она 4 раза состоялась в Беларуси (Витебск) и дважды – в Украине (Киев). Знаменательно, что 49-я конференция прошла в июне 2010 года в Киеве, а юбилейная 50-я проводится в сентябре 2010г. в Витебске. Организатором конференции в Витебске является руководитель МКС по Беларуси, профессор В.В. Рубаник, а в Киеве – руководитель МКС по Украине, академик НАНУ С.А. Фирстов.

Широкая география проведения конференции, в свое время рекомендованная Академией наук и высшей школы СССР, была направлена на активизацию работы отдельных кафедр и лабораторий (занимающихся вопросами физики и механики прочности) в различных, в том числе, отдаленных от центра регионах.

Конференция называется «Актуальные проблемы прочности». Это, однако, не означает, что остальные направления в учении о прочности не актуальны. Но на каждой конференции АПП концентрировались доклады, которые, во всяком случае, на момент постановки, по части перспективы развития того или иного направления, действительно, были актуальны.

Все результаты работ конференций АПП публикуются в сборниках материалов и тезисов докладов, а также, в ряде случаев – в рецензируемых журналах. Показательно, что в подавляющем числе авторефератов кандидатских и особенно докторских диссертаций, посвященные проблеме физики и механики прочности имеет ссылка на то, что работы диссертантов докладывались на конференциях АПП. На конференциях АПП в последние годы резко увеличивается число молодых участников.

Все это дает основание полагать, что у этой конференции хорошие перспективы и в будущем.

ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА МАГНИТОЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР НИКЕЛЬ – ЦИРКОНАТ-ТИТАНАТ СВИНЦА

Поддубная Н. Н.¹, Клубович В. В.¹, Кузнецова Т. А.²

¹ Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь,

² Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь.

E-mail: poddubnaya.n@rambler.ru

С момента обнаружения гигантского магнитоэлектрического (МЭ) эффекта в композиционных структурах [1] число публикаций, посвященных аналогичным исследованиям, значительно возросло. Тем не менее, большинство изученных материалов касаются объемных композиционных структур либо монокристаллических образцов. Изучению слоистых МЭ структур посвящен ряд теоретических работ [2, 3]. Практическое исследование свойств слоистых магнитоэлектрических материалов началось сравнительно недавно и проводилось на модельных образцах, выполненных с использованием полимерной связующей компоненты для феррит-пьезоэлектрических композиционных структур. Первые исследования двухфазных металл – пьезоэлектрических материалов представлены в работах [4, 5]. Нынешняя работа являлась продолжением начатых исследований и ставила целью изучение влияния свойств микроструктуры слоистых мультиферроиков никель – цирконат-титанат свинца (ЦТС) на МЭ свойства.

Пьезокомпонента структуры изготовлена из порошка на основе ЦТС 42 и ЦТС 23 различной степени дисперсности. Размер зерен исходного порошка определялся длительностью помола в шаровой мельнице. Синтезированная керамика имела форму диска с диаметром 8,8 – 9,0 мм высотой 0,4 мм. Заготовки поляризовались в электрическом поле 3,5-4 кВ/см·Э. Магнитоэлектрические покрытия получены методами химического и электрохимического осаждения меди и никеля.

Для изучения МЭ свойств на образцы воздействовали постоянным полем электромагнита и переменным магнитным полем, генерируемым катушками Гельмгольца. МЭ коэффициент по напряжению рассчитан по формуле: $\alpha_E = \frac{dU}{(h \cdot dH)}$,

где dU – измеренное значение электрической напряженности, dH – изменение напряженности приложенного к образцу постоянного магнитного поля, h – толщина пьезокерамики. Изучение МЭ свойств проводилось при поперечной ориентации магнитных полей к направлению вектора электрической поляризации структуры, как показано на рис. 1. При измерениях низкочастотного коэффициента по напряжению величина переменного магнитного поля составляла 10 Э, частота 1 кГц. Постоянное магнитное поле изменялось от 0 до 2,0 кЭ. В случае изучения резонансного эффекта измерения коэффициента по напряжению проводили в переменном магнитном поле 100 Э. Частота переменного и величина напряженности постоянных магнитных полей подбирались так, чтобы наблюдаемое приращение амплитуды напряжения было максимальным для каждого конкретного образца.



Рис. 1. Ориентация образца при МЭ измерениях

Зависимость плотности керамических образцов от длительности помола исходного порошка представлена в таблице. Исследования микроструктуры керамики показали отличие в размере зерен и величине пористости керамики различных марок. Средний размер зерен образцов ЦТС 42 несколько уступает величине зерен ЦТС 23. Пористость заготовок керамики ЦТС 42 несколько меньше пористости керамики 23.

Таблица. Зависимость электрических характеристик в различных типах слоистых структур

Вид керамики			ЦТС 23, $T_{\text{синтеза}} = 1210^{\circ}\text{C}$				ЦТС 42, $T_{\text{синтеза}} = 1210^{\circ}\text{C}$			
длительность помола			0	1	5	10	0	1	5	10
			мин	мин	мин	мин	мин	мин	мин	мин
	h	мм	0,4	0,4	0,4	0,4	0,65	0,35	0,4	0,4
	ρ	г/см ³	7,17	7,26	7,12	7,17	7,02	6,52	7,14	6,89
Ag- ЦТС- Ag	$U_{\text{поляризации}}$	кВ/мм	3,5	3,5	3,5	3,5	4	4	3,5	3,5
	C	пФ	495	507	565	626	460	1200	1500	1300
	$\text{tg } \alpha$		0,01	0,01	0,01	0,01	0,012	0,004	0,006	0,006
Cu- ЦТС- Cu	C	пФ	520	643	600	705	503	1300	1700	1500
	$\text{tg } \alpha$		0,02	0,023	0,031	0,034	0,04	0,04	0,06	0,099
	Q		25,57	-	101,8	61,96	37,84	56,24	18,28	-

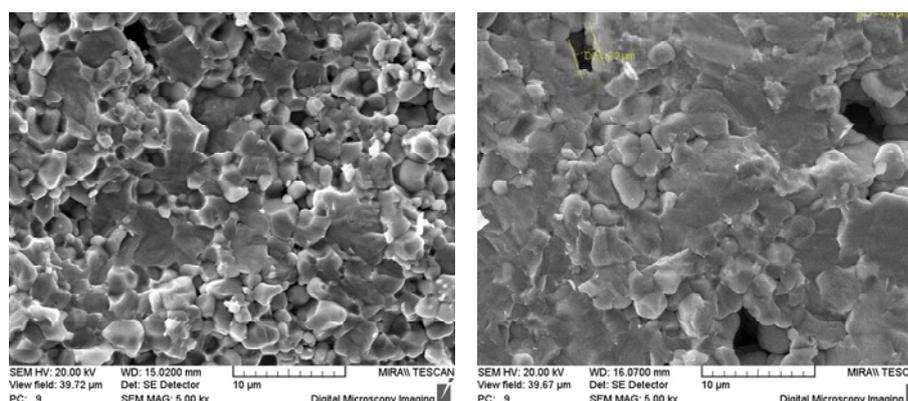


Рис. 2. Микроструктура керамики ЦТС 42 – слева и ЦТС 23 – справа.

Снижение плотности керамики ЦТС 42 на начальном этапе может быть обусловлено существенным разбросом в величине зерен порошка и возрастанием пористости в спёке. Увеличение длительности помола порошка до 5 мин приводит к существенному снижению доли крупных зерен в керамическом порошке, росту концентрации мелких частиц, постепенному заполнению пор и росту плотности синтезированной керамики. Одновременно с ростом содержания мелких частиц в порошке снижается температура, необходимая для синтеза керамики. По этой причине продолжение механического воздействия до 10 мин приводит лишь к незначительному снижению среднего размера зерен порошка, формированию микротрещин из-за превышения температуры синтеза и незначительном уменьшении плотности образцов ЦТС 42.

Несколько другим будет картина в керамике ЦТС 23. Керамики марки 42 и 23 близки по размеру зерен. Однако общая пористость керамики 23 изначально несколько выше, а зерна – более хрупкие. По этой причине уже непродолжительный помол порошка приводит к существенному снижению размера зерен порошка и возрастанию плотности. С ростом длительности помола средний размер зерен уменьшается, а предельная температура синтеза снижается. Это приводит к росту количества микротрещин в синтезированных образцах и отражается в поведении плотности: существенный рост на начальном этапе, и постепенный спад при продолжении длительности помола. Емкость образцов определяется свойствами керамики и качеством нанесенного контактного слоя. С уменьшением среднего размера зерен керамики емкость образцов снижается и несколько возрастает с превышением предельной температуры синтеза. Если величина плотности и емкости зависит непосредственно от свойств керамики, то на значение тангенса угла диэлектрических потерь в большей мере влияние оказывает выбор металлического проводящего слоя. Значения тангенса для образцов с контактами меди выше этой величины в структурах с серебряными электродами, но ниже, чем в

материалах с контактами никеля [6]. Незначительное возрастание угла потерь с длительностью помола, вероятно, обусловлено глубиной проникновения металлического покрытия в керамику. Добротность МЭ гетероструктур определяется множеством факторов, наиболее существенными из которых является адгезия покрытий к поверхности керамики. На рис. 3 приводятся данные исследования МЭ эффекта в области низких частот. Поведение МЭ эффекта в области резонанса показано на рис. 4.

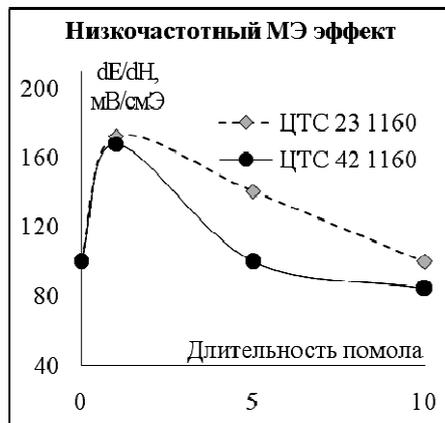


Рис. 3. Низкочастотный МЭ эффект

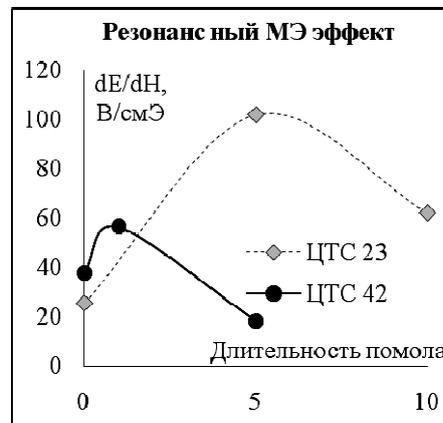


Рис. 4. Резонансный МЭ эффект

МЭ свойства композиционных структур являются комбинацией между магнито-стрикционными и пьезоэлектрическими качествами компонент и степенью связности в гетероструктуре. В случае низкочастотного МЭ эффекта наибольший вклад в величину отклика вносят стрикционные свойства каждой из входящих в состав гетероструктуры компонент. Лучшей комбинацией свойств (плотности, емкости, тангенса угла диэлектрических потерь) в обоих типах пьезокерамики обладают структуры после 1 мин. помола, и величина низкочастотного отклика в них максимальна. При резонансном эффекте существенно возрастает роль взаимосвязи между компонентами слоистой структуры, которая определяется добротностью. В этом случае величина резонансного МЭ коэффициента для керамики ЦТС 42 принадлежит образцам, полученным после 1 мин. помола. У керамики ЦТС 23 максимум резонансного эффекта наблюдается в образцах после 5 мин. дробления.

1. Д.Н. Астров / Магнитоэлектрический эффект в окиси хрома // ЖЭТФ. - 1961. - Т. 40. - С. 1035-1041.
2. G. Srinivasan, V.M. Laletsin, R. Hayes, N. Puddubnaya, E.T. Rasmussena, D.J. Fekel /Giant magnetoelectric effects in layered composites of nickel zinc ferrite and lead zirconate titanate // Solid State Communications 124 (2002) 373–378
3. D.A. Filippov, M.I. Bichurin, V.M. Petrov, V.M. Laletin, N.N. Poddubnaya, and G.Srinivasan / Giant Magnetoelectric Effect in Composite Materials in the Region of Electromechanical Resonance// Technical Physics Letters, Vol. 30, No. 1, 2004, pp. 6–8
4. В.М. Лалетин, Н.Н. Поддубная /Магнитоэлектрические свойства композиционных слоистых металл - пьезоэлектрических структур.// Сб. тр. V межд. науч. – пр. конф. «Исследование, разработка и применение высоких технологий в промышленности», 28-30 мая 2008 г., Санкт-Петербург, Россия, Том. 12 С. 258-259.
5. Н.Н. Поддубная, В.М. Лалетин /Магнитоэлектрические свойства металл – пьезоэлектрических слоистых структур.// Материалы докладов ХLI науч.-технич. конф. преподавателей и студентов ВГУ, Витебск 2008 г., С. 68-70
6. Н.Н. Поддубная, В.М. Лалетин /Электрический отклик в слоистых металл – пьезоэлектрических структурах.// Материалы докладов респ. науч.-пр. конф. студентов, аспирантов и молодых ученых «III Машеровские чтения», 24 – 25 марта 2009 г., ВГУ, Витебск, С. 258-260.

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНЫХ СХЕМ ПОДВЕДЕНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ В ЗОНУ ОБРАБОТКИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рубаник В. В.¹, Царенко Ю. В.¹, Лобанов В. Ю.¹, Назарова А. А.², Мулюков Р. Р.²
Назаров А. А.²

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», г.Витебск, Беларусь,

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г.Уфа, Россия

labpt@vitebsk.by

В последнее время большое внимание уделяется изучению физического и механического поведения ультрамелкозернистых и нанокристаллических материалов в связи с повышенными значениями их физических, химических, прочностных, усталостных и других свойств [1-3]. Эти материалы, получаемые деформационными методами, обладают высокими прочностными свойствами, однако для них характерны значительные искажения кристаллической решетки, источниками которых являются неравновесные границы зерен, что приводит к резкому снижению пластических свойств.

Известно, что ультразвуковая обработка является одним из высокоэффективных методов модификации микроструктуры материалов [4,5]. Установлен весьма широкий спектр эффектов, связанных с воздействием ультразвука на материалы: улучшение структуры при литье, снятие внутренних напряжений в деформированных металлах, повышение характеристик пластичности (акустопластический эффект) и др. При этом, в зависимости от частоты, амплитуды, локальности воздействия, можно достичь как упрочнения материала, так и его разупрочнения, пластификации. Поэтому ультразвуковая обработка является перспективным методом обработки, позволяющим, в сочетании с другими способами, изменять свойства материалов в весьма широких пределах.

Эффективность воздействия ультразвука при обработке металла в значительной степени зависит от выбора схемы подвода ультразвуковых колебаний к очагу деформации. Основной фактор, определяющий эффект высокоэнергетического воздействия — это ультразвуковое поле в объеме образца, которое создается с помощью ультразвуковых колебательных систем, включающих преобразователь, согласующий элемент и излучатель. Пассивный согласующий элемент системы осуществляет трансформацию скоростей и вида колебаний, а также согласование сопротивления внешней нагрузке и внутреннего сопротивления активного элемента. Пассивный элемент заканчивается излучателем, создающим ультразвуковое поле в обрабатываемом материале.

На основе анализа зависимости свойств металлов и сплавов от размера структурных составляющих показана высокая эффективность применения деформационных методов формирования ультрамелкозернистой структуры для значительной модификации свойств материалов. Установлено, что при использовании специальных схем деформации переход материала в ультрамелкозернистое состояние сопровождается существенным повышением прочностных при сохранении пластических свойств материала.

Ранее нами было показано, что применение схемы ультразвуковой обработки, в которой колебания накладываются в направлении, перпендикулярном направлению протягивания материала, позволяет значительно снизить усилие деформации и увеличить степень обжатия за переход.

Схема, позволяющая реализовать ультразвуковую обработку наноматериалов, представлена на рис. 1.

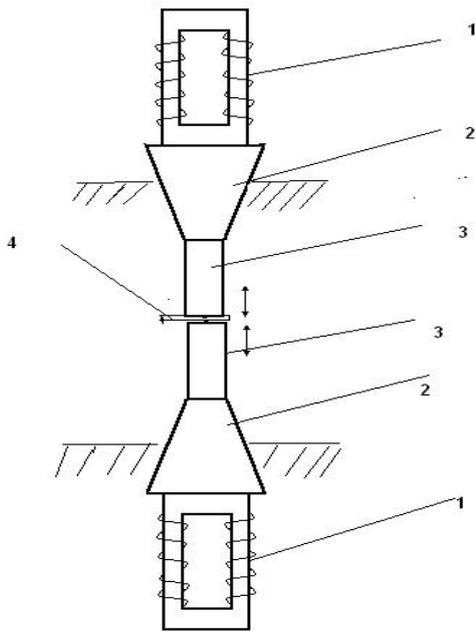


Рис. 1. Схема устройства для ультразвуковой обработки наноматериалов: 1 – магнитострикционный преобразователь, 2 – концентратор, 3 – волновод, 4 – обрабатываемый образец

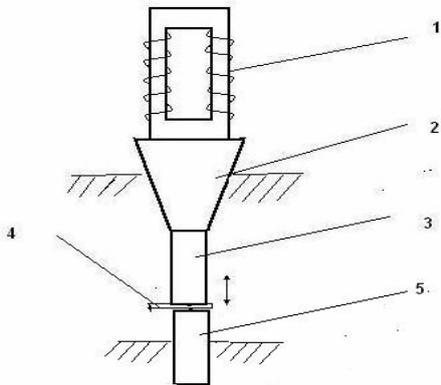


Рис. 2. Схема устройства для ультразвуковой обработки наноматериалов: 1 – магнитострикционный преобразователь, 2 – концентратор, 3 – волновод, 4 – обрабатываемый образец, 5 – полуволновой отражатель продольных колебаний.

риала становится более равновесной, внутренние объемы зерен освобождаются от дислокаций, а границы зерен становятся ровными и приобретают полосовой контраст, характерный для равновесных границ зерен. Данные рентгеноструктурного анализа показывают, что ультразвук способствует снятию внутренних напряжений в никеле, причем, чем больше амплитуда воздействия, тем больше этот эффект. При определенных амплитудах знакопеременных напряжений наблюдается повышение термостабильности образцов объемно наноструктурированного никеля. Из предварительных результатов следует, что, проведя более полное исследование и определив оптимальные режимы

Работа данного устройства осуществляется следующим образом. Обрабатываемый образец 4 помещают между торцевыми поверхностями волноводов 3, для чего один из преобразователей, например, верхний, выполнен подвижным относительно другого и поджим осуществляется пружиной. Под действием ультразвуковых колебаний от двух преобразователей, а также дополнительного статического нагружения образца происходит ультразвуковая обработка.

Между торцами волноводов устанавливается регулируемый зазор, который равен толщине обрабатываемого образца из наноматериала. Величина статического поджатия образцов к торцу волноводной системы определялась экспериментально [6–8].

В случае, когда не требуется подведение к зоне обработки материала значительной акустической мощности, может быть использовано ультразвуковое устройство с одним преобразователем (рис. 2).

Проведены экспериментальные исследования процесса обработки наноструктурных материалов с использованием ультразвуковых генераторов УЗГ2-4М (рабочая частота 18 кГц, преобразователь типа ПМС15А-18) и УЗГ1-1 (рабочая частота 22 кГц, преобразователь типа ПМС1-1). Отработаны режимы ультразвуковой обработки наноструктурных образцов никеля, которые были получены методом кручения под квазигидростатическим давлением (КГД) и равноканальным угловым прессованием (РКУП). Образцы, получаемые методом КГД, характеризуются наиболее мелким зерном, высокой дефектностью структуры, а метод РКУП является в настоящее время наиболее распространенным для получения наноструктурных материалов промышленного назначения.

Проведенные предварительные исследования показали принципиальную возможность модификации микроструктуры и свойств наноматериалов ультразвуком. Показано, что в результате ультразвуковой обработки наноструктура матери-

ультразвуковой обработки, можно достичь значительной модификации структуры и свойств наноматериалов.

Данные рентгеноструктурного анализа показывают, что ультразвук способствует снятию внутренних напряжений в никеле, причем, чем больше амплитуда воздействия, тем больше этот эффект.

Заключение

Разработаны устройства для подведения ультразвуковых колебаний в зону обработки ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов. Показано, что эффективность воздействия ультразвука при обработке металла в значительной степени зависит от выбора схемы подвода ультразвуковых колебаний к очагу деформации. Отработаны предварительные режимы ультразвуковой обработки наноструктурных образцов никеля, полученных методом кручения под квазигидростатическим давлением.

Список литературы

1. Смирнова Н.А., Левит В.И., Пилюгин В.И., Кузнецов Р.И., Давыдова Л.С., Сазонова В.А. // ФММ. 1986. Т.61. Вып. 6. С.1170-1177.
2. Валиев Р.З., Исламгалиев Р.К. // ФММ. 1998. Т.85. Вып.3. С.161-177.
3. Панин А.В., Казаченок М.С., Почивалов Ю.И., Иванов Ю.Ф., Панина А.А. // Изв. вузов. Физика, 2009, №1. С.74-82.
4. Северденко В.П., Клубович В.В., Степаненко А.В. Ультразвук и пластичность.- Минск: Наука и техника, 1976. 446 с..
5. Клубович В.В., Степаненко А.В. Ультразвуковая обработка материалов. - Минск: Наука и техника, 1981. - 295 с.
6. Артемьев В.В., Клубович В.В., Рубаник В.В. Ультразвук и обработка материалов. Минск, Экоперспектива, 2003, 335с.
7. Клубович В.В. и др. // Доклады НАН Беларуси, 2002, т.46, №5, С.106-109.
8. Клубович В.В. и др. // Весці НАН Беларусі сер. фіз-тэхн. навук, 2002, №3, С.506 -509.

ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ РЕЛАКСАЦИОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ $TiInS_2$

Одринский А. П.¹ Seyidov MirHasan Yu.^{2,3}, Mammadov T. G.³

¹ *Институт Технической Акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*
odra@mail333.com

² *Department of Physics, Gebze Institute of Technology, 41400, Gebze, Kocaeli, Turkey*

³ *Institute of Physics Azerbaijan National Academy of Sciences, AZ-1143 Baku, Azerbaijan*

Исследование дефектов кристаллической структуры слоистых сегнетоэлектриков – полупроводников представляют значительный интерес как с точки зрения прикладного использования данных материалов, так и с точки зрения теории фазовых переходов, связывающей изменение физических свойств кристалла, включая механические, с электрической активностью дефектов [1]. Применение развивавшихся в рамках полупроводникового материаловедения методов исследований на данных объектах сталкивается с проблемой неконтролируемой электрической активности внутренних полей, обусловленных доменной структурой кристалла. В этих условиях эффективно применение фотоэлектрической релаксационной спектроскопии (PICTS [2]) – разновидности нестационарной спектроскопии, использующей световое возбуждение полупроводника. В настоящей работе впервые представлены результаты исследований данным методом дефектов монокристаллов $TiInS_2$, легированных эрбием, тербием и бором.

Монокристаллы TlInS_2 растили методом Бриджмена—Стокбаргера. Синтез проводили в предварительно откачанной (10^{-5} Torr) запаянной кварцевой ампуле из стехиометрической смеси навесок исходных компонентов. Легирование проводилось добавкой соответствующей навески Er, B или Tb в ампулу с предварительно синтезированным TlInS_2 . Выращенные кристаллы имели p -тип проводимости с концентрацией носителей заряда $\sim 10^{13}$ см^{-3} при 300 К. Омические контакты формировались пайкой индием на торцевых поверхностях образца. Измерительная установка и методика измерений описаны в [3]. Световое возбуждение проводили перпендикулярно поверхности кристалла - плоскости скола, и выбирали из условия получения максимального фотоотклика ($h\nu = 2,20\text{--}2,35$ эВ). При регистрации релаксации фототока проводилось поточечное накопление и усреднение кинетики сигнала (60 реализаций), содержащей 2000 отсчетов, расположенных через фиксированный интервал времени $\Delta t = 5 \cdot 10^{-5}$ с. Регистрация проводилась в процессе нагрева образца со скоростью ~ 2 К/мин в диапазоне температур 78–330 К, с шагом 1 К. Кинетика релаксации фотоотклика анализировалась по методикам DLTS анализа, согласно которым наличие вклада от перезарядки ловушек обнаружимо наблюдением максимума, температурное положение которого смещается в наборе спектров.

В области температур 100–300 К обнаружено восемь процессов перезарядки ловушек. Соответствующие максимумы отмечены вертикальными стрелками на рис. 1.

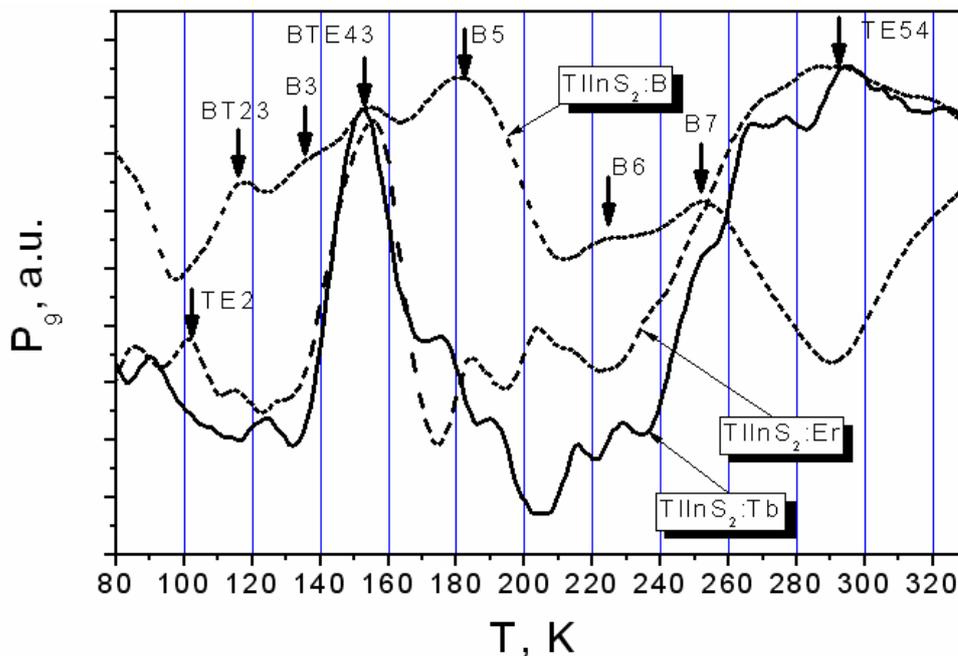


Рис. 1. Сравнение спектров, соответствующих скорости эмиссии 80 с^{-1} , полученных на образцах с различным легированием. Спектры нормированы по высоте максимального пика и сглажены усреднением по 10-ти температурным точкам.

Зависимость от температуры скорости перезарядки обнаруженных ловушек с учетом T^2 коррекции представлена на рис. 2. Значения энергии термоактивации перезарядки – E_t и эффективного сечения захвата – σ_t представлены в таблице совместно с диапазонами температур регистрации перезарядки – ΔT . Учитывая значительное удельное сопротивление материала, а также ширину запрещенной зоны – 2,37 эВ, согласно [4], можно предположить, что обнаруженные дефекты являются ловушками основных носителей заряда.

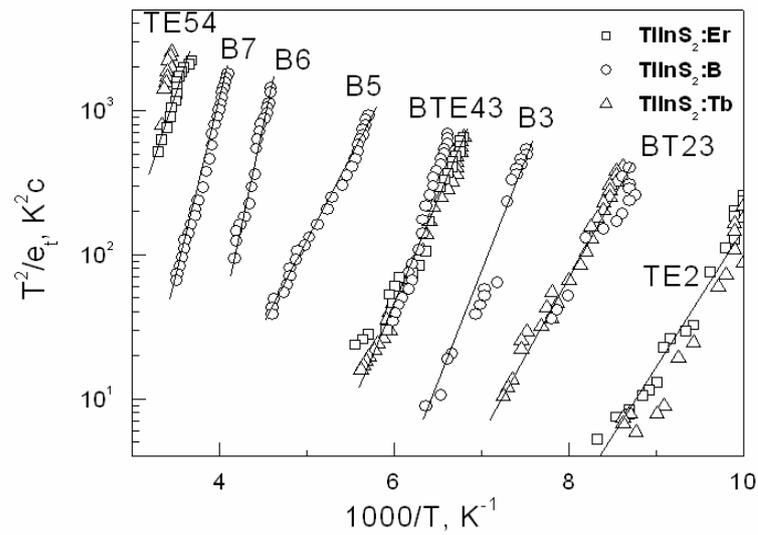


Рис. 2. Зависимость от температуры скорости термоэмиссии с дефектов с учетом T^2 коррекции.

Параметры дефектов

	ΔT [K]	E_t [эВ]	σ_t [см ²]
TE2	100-120	0,21	$4,2 \cdot 10^{-13}$
BT23	114-130	0,23	$1,3 \cdot 10^{-13}$
B3	133-157	0,33	$2,3 \cdot 10^{-11}$
BTE43	147-178	0,27	$1,2 \cdot 10^{-14}$
B5	175-217	0,24	$3,5 \cdot 10^{-17}$
B6	218-239	0,55	$1,2 \cdot 10^{-11}$
B7	244-285	0,48	$2,0 \cdot 10^{-14}$
TE54	272-299	0,32	$1,4 \cdot 10^{-18}$

В низкотемпературной области спектров образцов легированных эрбием и тербием доминирует максимум BTE43, наблюдаемый также на легированных бором образцах на крыле более интенсивного максимума B5. Этот факт свидетельствует в пользу интерпретации BTE43, как собственного дефекта кристалла. На рис.3 приведена зависимость фототока от температуры.

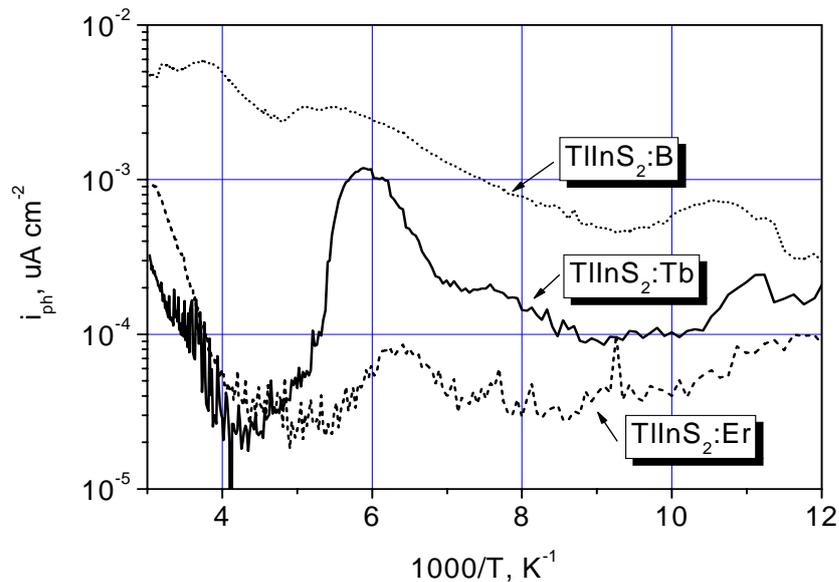


Рис. 3. Зависимость фотоотклика от температуры.

Можно отметить, что в области температур регистрации перезарядки ВТЕ43 наблюдается термоактивация фоточувствительности более заметная на относительно «бедных» перезарядкой дефектов образцах, легированных эрбием и тербием, что согласуется с предполагаемой акцепторной природой дефекта. Мы полагаем, что данный дефект обусловлен вакансией индия по аналогии с более исследованным монокристаллом GaSe, на котором V_{Ga} , являясь характерным собственным акцептором, наблюдается вне зависимости от легирования [5,6].

Наблюдение перезарядки ловушек, отмеченных как В3, В5, В6, В7 только в образце с примесью бора может указывать на их связь с легирующей добавкой. Регистрация перезарядки В5 в области температур фазовых переходов хорошо согласуется с известным влиянием легирования бором на особенности фазовых переходов кристалла [7]. С другой стороны в области температур регистрации перезарядки В5, В6, В7 фоточувствительность образцов легированных редкими землями снижается на два порядка в сравнении с $TlInS_2:B$, где изменение незначительно (см. рис.3). Следует также учитывать, что в данной области температур фотоотклик исследуемых образцов характеризовался наличием в сигнале значительной составляющей шума связанного с различного рода электрическими неустойчивостями, характерными для области температур фазовых переходов составлявших 201 К и 216 К для переходов между соразмерной и несооразмерной сегнетоэлектрическими фазами а также между сегнето и пара фазами, соответственно. Исходя из этого, соотнести с примесью бора можно только ловушку В3. Регистрируемые только на легированных редкими землями образцах ТЕ2 и ТЕ54, также наиболее вероятно связаны с примесными атомами.

Таким образом, методом PICTS в монокристаллах сегнетоэлектрика – полупроводника $TlInS_2$ обнаружены ловушки с энергией термоактивации перезарядки $E_t = 0,21 - 0,55$ эВ. Сравнением результатов, полученных на образцах с различным легированием, установлена связь ловушки В3 с $E_t = 0,33$ эВ с атомом примеси бора и ловушек ТЕ2, ТЕ54 с $E_t = 0,21, 0,32$ эВ с атомом примеси редких земель. Предложена также интерпретация регистрируемого вне зависимости от легирующей добавки собственного дефекта - ловушки дырок с $E_t = 0,27$ эВ как вакансии индия.

Список литературы

1. Фридкин В.М. Сегнетоэлектрики – полупроводники/ М.: Наука. 1976. 408 с.
2. Ch. Hurter, M. Voilou, A. Mitonneau, D. Bois, Deep - level spectroscopy in high – resistivity materials / Appl. Phys. Lett. **32** (1978), p. 821.
3. И.А. Давыдов, А.П. Одринский. Разработка экспериментальной методики релаксационной спектроскопии фотоиндуцированных токов / РЖ: Электроника 11, 4 (1990).
4. J.C. Balland, J.P. Zielinger, C. Noguét, M. Tapiero, Investigation of deep levels in high-resistivity bulk materials by photo-induced current transient spectroscopy / I. Review and analysis of some basic problems / J. Phys. D: Appl. Phys. **19** (1986), p. 57.
5. G. Micocci, P. Siciliano, A. Tepore, Deep level spectroscopy in p-GaSe single crystals / J. Appl. Phys. **67** (1990), p. 6581.
6. Y. Cui et al., Acceptor levels in GaSe:In crystals investigated by deep-level transient spectroscopy and photoluminescence / J. Appl. Phys., 103, 013710 (2008).
7. F.T. Salmanov, The influence of γ -radiation on relaxing properties of doped vanadium crystals $TlInS_2$ / Fizika, CILD XII (2006) №1,2, p. 15.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВИНТОВОЙ И ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКЕ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT1-0

Бетехтин В. И.^{1,3)}, Колобов Ю. Р.²⁾, Голосов Е. В.²⁾, Кадомцев А. Г.³⁾,
Кардашев Б. К.³⁾, Нарыкова М. В.¹⁾, Марков В. А.²⁾

¹⁾ *С.-Петербургский Государственный Политехнический Университет,
С.-Петербург, Россия,
titovets@phmf.spbstu.ru*

²⁾ *Научно-образовательный инновационный Центр «Наноструктурные материалы и технологии» БелГУ, г.Белгород, Россия,
kolobov@bsu.edu.ru*

³⁾ *УРАН, Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН,
.Санкт-Петербург, Россия,
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru*

В настоящее время для получения металлов и сплавов с субмикроструктурной структурой и, как следствие, высокими механическими свойствами, широко используются различные методы интенсивных больших пластических деформаций. В данной работе изучались структурные особенности и механические свойства субмикроструктурного титанового сплава, полученного при поперечно-винтовой (ПВП) и радиально-сдвиговой (РСП) прокатке с использованием различных режимов деформации. Указанные методы интенсивной деформации позволяют получить широкий ассортимент промышленных изделий (листы, пластины, прутки разного диаметра и др.), однако очень большие (выше некоей «критической» величины) степени деформации могут приводить к «разрыхлению» части изделия с образованием пор и трещин.

В данной работе рассмотрено влияние двух, существенно отличающихся по воздействию на структуру и механические свойства, режимов РСП и ПВП.

При первом режиме исходные крупнозернистые заготовки сплава VT1-0 (размер зерен 22 мкм, диаметр заготовки 40 мм) подвергались РСП прокатке при 400°C до диаметра 20 мм, затем продольной прокатке 400°C до диаметра 9,5 мм и, в заключение, ПВП прокатке при комнатной температуре до диаметра 8 мм. При втором, более жестком, режиме те же исходные заготовки подвергались РСП прокатке при 400°C до диаметра 16 мм, а затем ПВП прокатке при комнатной температуре до диаметра также 8 мм. Образцы, полученные при указанных режимах прокатки для снятия внутренних напряжений отжигались при 350 °С в течение 3 часов.

Структурные исследования проводились с использованием растровой электронной микроскопии с определением размера и формы зерен и модифицированным методом малоуглового рентгеновского рассеяния (МРР), позволяющего оценивать параметры пониженной (например, нанопоры) и повышенной (выделения второй фазы и др.) плотности в диапазоне их размеров от нескольких до нескольких сот нанометров. Для идентификации природы неоднородностей методом МРР изучались образцы до и после воздействия высокого (~ 1,5 Кбар) гидростатического давления, которое эффективно влияет на неоднородности пустотной природы. Плотность и её распределение по всему объему заготовок определялась методом гидростатического взвешивания. Упруго-пластические свойства образцов (модуль Юнга E , декремент δ , напряжение микроструктурного течения σ_m) определялись акустическим резонансом методом составного вибратора на частоте 100кГц.

Прочность и пластичность образцов определялась при их растяжении при комнатной температуре на установке Inston 5882.

Электронномикроскопические исследования показали, что для первого режима интенсивной прокатки характерно образование однородной субмикроструктурной структуры. Зерна имеют глобулярную форму со средним размером $\approx 0,2$ мкм. Плотность на всех участках заготовок оказалась одинаковой и по данным более десятков измерений составила $4,548 \pm 0,001$ г/см³. Так как плотность исходных (до прокатки) заготовок $4,554 \pm 0,006$ г/см³, относительное разуплотнение образцов после первого режима прокатки очень небольшое, $\Delta\rho/\rho \approx 0.13\%$. Анализ данных показал, что при данном режиме прокатки наноразмерных неоднородностей пустотной природы практически не наблюдается.

При втором режиме прокатки образуется неоднородная субзеренная структура со средним размером $\approx 1,2$ мкм. Измерения плотности выявило наличие областей, близких по плотности исходной заготовке ($4,552 \pm 0,002$ г/см³) и областей с существенно более низкой плотностью ($4,509 \pm 0,03$ г/см³), относительное разуплотнение которых по сравнению с исходным состоянием составило 0,98 %. Анализ данных МРР показал, что эти разуплотненные области содержат высокую концентрацию нанопор размером ≈ 20 нм.

Результаты механических испытаний для образцов двух версий сведены в таблицу.

Состояние	Предел прочности, МПа	Удлинение до разрыва, %	Модуль Юнга	$\delta \cdot 10^{-5}$
Исходное	460	34	108,04	39
Режим 1	930	16	107,78	416
Режим 2	650	10	105,81	205
			107,56	210

Проводится анализ полученных данных с учетом результатов структурных исследований. Отмечается, что при определенных режимах интенсивной пластической деформации (к примеру, режиме 1) данный метод получения субмикроструктурной структуры имеет ряд преимуществ перед методом равноканального углового прессования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 09-02-00596-а).

МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ SiC-КЕРАМИК ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Кадомцев А. Г., Слущер А. И., Бетехтин В. И., Дамаскинская Е. Е., Синани А. Б.

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия,
andrej.kadomtsev@mail.ioffe.ru*

Для определения статической прочности керамики использовались образцы, вырезанные в форме пластин длиной 30 мм, шириной 5 мм и толщиной 1 мм. С помощью оптической, электронной микроскопии и метода малоуглового рентгеновского рассеяния установлено, что данные материалы содержат три фракции пор [1]. В предположении сферичности пор характерные размеры составляют: для крупных пор от 10 до сотен микрометров; для средних пор – 0.5 – 10 мкм, для нанопор – 0.04 – 0.2 мкм. Для каждой фракции пор построено распределение по размерам и определена доля в интегральной пористости. Образцы нагружались по схеме четырехточечного изгиба до разрушения. Статическая прочность – разрывное напряжение σ_S рассчитывалось по известным формулам [2].

Установлено, что использование величины интегральной пористости, как основного параметра ансамбля пор, позволяет проводить лишь качественный анализ влияния пор на прочность. Высказано предположение о необходимости статистического подхода к описанию ансамбля пор.

При статическом нагружении наблюдается локализованное разрушение, которое происходит за счет образования и развития одной (или немногих) трещин. Предполагается, что в таком случае необходимо учитывать не средние, как при динамическом нагружении [3], а локальные значения параметров поровых ансамблей. Исходя из реальной структуры порового ансамбля в керамике, предложена конфигурация, состоящая из пор трех фракций, которая может обеспечить повышенный уровень перенапряжений (достаточный для начала разрушения). В первом приближении данная конфигурация представляет собой линейную последовательность, состоящую из крупной и средней пор, между которыми располагаются нанопоры.

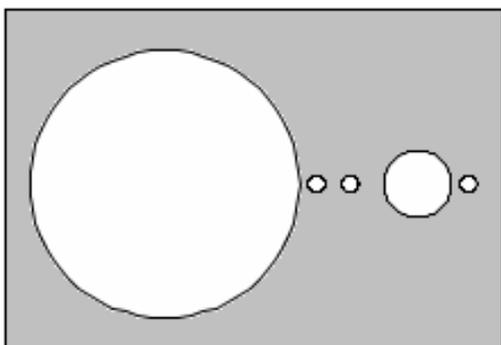


Рис. 1. Элемент линейной модели поровой структуры SiC-керамики.

Данная модель поровой структуры соответствует средним размерам пор всех фракций и средним расстояниям между порами отдельных фракций, определенным экспериментально. Была сделана оценка вероятностей такого расположения пор, проведенная на основе экспериментальных данных.

С помощью метода конечных элементов проведен расчет полей напряжений в данной линейной модели поровой структуры. Установлено, что коэффициент перенапряжений q (для всех исследованных образцов) на поверхности нанопоры, расположенной между крупной и средней порами, может достигать значения ≈ 20 . Это означает, что напряжения в этой

области становятся близкими к теоретической прочности σ_{th} . Можно предположить, что произойдет разрыв перемычки между нанопорой и средней порой.

Дальнейший расчет, проведенный с помощью метода конечных элементов, показал, что последовательное разрушение межпоровых перемычек приводит к образованию дефектов, в вершине которых коэффициент перенапряжений последовательно возрастает, достигая величины, достаточной для дальнейшего самопроизвольного разрушения материала.

Предложена аналитическая методика расчета локальных перенапряжений, позволяющая связать статическую прочность материала с локальными параметрами пористости.

Высказано предположение о роли пор различных фракций в разрушении материала.

1. Роль крупных пор состоит в создании дальнедействующих полей напряжений, с которыми взаимодействуют поля от более мелких дефектов.

2. Средние поры. Их роль близка к роли крупных пор. Меньшее дальнедействие частично компенсируется существенно большей концентрацией.

3. Роль нанопор в формировании больших локальных напряжений максимальна. Зарождение трещин происходит в поле дальнедействующих сил на их поверхности.

Таким образом, показано, что статическое разрушение керамик реализуется за счет достижения высоких напряжений (до σ_{th}) в локальных поровых конфигурациях. Предложена структура таких конфигураций, параметры которых определены из эксперимента.

Список литературы

1. V.I. Betekhtin, A.I. Slutsker, A.B. Sinani, A.G. Kadomtsev, S.S. Ordanyan Porosity of Silicon Carbide Ceramic. Science of Sintering, r. 34, 2002, 143-156.
2. Ю.Н.Работнов. Введение в механику разрушения. Наука. М. (1987), 80с
3. А.И. Слуцкер, А.Г. Кадомцев, В.И. Бетехтин, Е.Е. Дамаскинская, А.Б. Синани Локальные разрушающие напряжение в нагружаемой микропористой SiC-керамике. Известия РАН. Серия физическая. 2009, том 73, № 10, с. 1496-1502

ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Куксенко В. С., Дамаскинская Е. Е., Кадомцев А. Г., Томилин Н. Г.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия,
kat.dama@mail.ioffe.ru

Работа посвящена исследованию влияния условий деформирования на процесс разрушения гетерогенных материалов, в данном случае, горных пород. Интерес к этой проблеме связан с тем, что в естественных условиях на горные породы действуют многие факторы: всесторонне давление; давление жидкости, заполняющей поры; давление вышележащих пластов. Кроме того, во многих регионах Земная кора рассечена многочисленными разломами, по которым может происходить проскальзывание (stick-slip), и трещинами, которые являются концентраторами напряжений. Лабораторные эксперименты позволяют дифференцировать влияние каждого фактора на развитие разрушения.

В работе проведен анализ накопления дефектов в экспериментах 3 типов: I – деформирование изначально целых образцов в условиях управляемого режима нагружения; II – деформирование водонасыщенных образцов; III – деформирование образцов, моделирующих stick-slip.

Во всех экспериментах на установке, подробно описанной в [1,2], деформировали цилиндрические образцы гранита Вестерли ($h = 190.5$ мм, $d = 76,2$ мм). Образцы находились в условиях всестороннего давления ($P_c = 50$ МПа) и одноосного сжатия. В процессе эксперимента измерялись осевая нагрузка, продольная и поперечная деформации. Для наблюдения за дефектообразованием использовалась акустическая эмиссия (АЭ). С помощью 6-канальной системы регистрировались импульсы АЭ. Каждый сигнал в базе данных характеризуется временем излучения, 3 координатами и амплитудой, приведенной к референс-сфере радиуса $R_f = 10$ мм. Приведенная амплитуда не зависит от геометрии расположения пьезопреобразователей и может служить энергетической характеристикой сигнала. Точность определения координат гипоцентров сигналов АЭ составляет ≈ 3 мм во всем объеме образца, для более, чем 10^5 сигналов.

I. Деформирование изначально целых образцов в условиях управляемого режима нагружения

Главной особенностью экспериментов I типа является режим нагружения: осевая нагрузка изменяется таким образом, чтобы активность АЭ сигналов определенной амплитуды не превышала заранее установленного уровня. Такой режим позволил растянуть времени обычно быстропротекающую очаговую стадию и детально исследовать ее.

Обнаружено, что на начальной стадии дефекты образуются дисперсно. Затем наблюдается локализация, формируется очаг, из которого распространяется макроразрыв. Таким образом, в данных экспериментах разрушение происходит по двухстадийному механизму [4].

II. Деформирование водонасыщенных образцов

Для исследования роли воды в развитии разрушения образец до начала опытов был полностью насыщен водой. В ходе эксперимента образец деформировали в условиях постоянного всестороннего давления 50 МПа, вода нагнеталась под давлением 1 МПа. Дискретными шагами задавалась осевая деформация.

Представляло интерес проследить картину накопления дефектов в периоды времени, когда деформация и нагрузка оставались практически неизменными. Были выбраны три этапа: на I этапе нагрузка составляла 76 % разрушающей, на II этапе – 86 % и на III этапе – 95 %.

На I этапе мы наблюдали дисперсное образование дефектов, а затем локализацию. То есть картина такая же, как и в предыдущем эксперименте. Как показано в [1], на этом этапе при увеличении нагрузки происходит «выдавливание» воды из образца. В результате материал в центральной части образца оказывается сухим, и картина развития разрушения соответствует закономерностям разрушения сухого образца.

На II и III этапах нагружения картина принципиально изменяется. Не наблюдается локализация, дефекты образуются дисперсно во всем объеме образца. Мы полагаем, что это связано с наличием воды в материале образца. На основании этих экспериментов можно сделать предположение о том, что роль воды состоит в следующем.

1. Вода заполняет все уже имеющиеся в материале по всему объему дефекты типа трещин, пор, капилляров. Эти дефекты распределены дисперсно по объему образца.

2. Как известно [5], гидролитический механизм значительно уменьшает энергию активации процесса разрушения.

3. Рост заполненных водой трещин сопровождается выделением упругой энергии, которую система регистрации АЭ не фиксирует. При скачкообразном увеличении деформации образуются новые трещины, что сопровождается резким увеличением активности АЭ. Эти трещины распределены хаотично по всему образцу. Затем в условиях практически постоянной деформации происходит постепенное заполнение новых трещин водой.

4. В результате получаем сильно поврежденный материал, который разрушается при приложении нагрузки меньшей величины, чем в экспериментах с сухим образцом.

Таким образом, происходит изменение механизма разрушения. Если в сухих образцах дефекты, имеющиеся в образце до начала нагружения, не играют существенной роли в развитии процесса разрушения, то в водонасыщенных образцах их влияние оказывается наиболее существенным.

III. Деформирование образцов, моделирующих stick-slip

Эксперименты проводили в условиях постоянной скорости деформации, гидростатического давления и одноосного сжатия. На первом этапе эксперимента в целом образце под действием приложенной нагрузки сформировали излом. Затем всестороннее давление было увеличено в 2 раза (до 100 МПа) и продолжено нагружение. В результате удалось получить практически классическую картину, моделирующую stick-slip. Уникальность этих экспериментов состоит в том, что условия для сдвига не были созданы заранее, а получились естественным образом (как в Земной коре).

Обнаружено, что непосредственно перед проскальзыванием АЭ-сигналы появляются практически равномерно. Появление сигналов АЭ с относительно большой амплитудой интерпретируется как разрушение мощных стопоров. За время между этими событиями продолжалось деформирование образца, накапливалась упругая энергия,

увеличивались напряжения. Когда величина напряжения достигла величины, достаточной для разрушения следующего стопора, происходил его срыв. Каждый следующий стопор мощнее предыдущего (на это указывает возрастающая амплитуда АЭ сигнала). Когда же был разрушен последний стопор, произошел stick-slip.

Таким образом, при деформировании образца, имеющего разлом, происходит разрушение стопоров, находящихся на берегах разлома. Последовательность их разрушения определяется геометрией и мощностью (т.е. напряжением, необходимым для срыва стопора).

Результаты

1. При деформировании сухих изначально целых образцов разрушение развивается по двухстадийному механизму: дисперсное накопление дефектов, локализация и развитие очага.

2. При деформировании водонасыщенных образцов происходит изменение механизма разрушения. Наиболее существенным оказывается влияние дефектов, имеющих в образце до начала нагружения.

3. При разрушении по механизму stick-slip происходит разрушение стопоров, находящихся на берегах разлома. Поэтому для понимания развития таких процессов в Земной коре необходима информация о топографии разломов, которую можно получить методами зондирования.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 09-05-00639 –а) и ФЦП государственный контракт № 02.740.11.0315.

Список литературы

1. S. A. Stanchits, D. A. Lockner, and A. V. Ponomarev Anisotropic Changes in *P*-Wave Velocity and Attenuation during Deformation and Fluid Infiltration of Granite. // Bulletin of the Seismological Society of America, Vol. 93, No. 4, pp. 1803–1822, August 2003
2. Н. Г. Томилин, Е. Е. Дамаскинская, П. И. Павлов. Разрушение горных пород как многоуровневый процесс. // Физика земли, 2005, N 8, с. 69-78.
3. Мячкин В.И., Костров Б.В., Соболев Г.А., Шамина О.Г. Лабораторные и теоретические исследования процесса подготовки землетрясения. // Изв. АН СССР. Физика Земли. – 1974. – № 10. – С. 2526-2530.
4. Kuksenko V., N. Tomilin, E. Damaskinskaya, and D. Lockner, A two-stage model of fracture of rocks. // Pure Appl. Geophys.- 1996. - v.146, N2 - p.253-263.
5. Берштейн В.А., Никитин В.В., Степанов В.А., Шамрей Л.М. Гидролитический механизм разрушения стекла под нагрузкой. // ФТТ. – 1973. – Т. 15. – Вып. 11. – С. 3260-3265.

СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ НАНОКРИСТАЛЛОВ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНО–НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Глезер А. М.^{1,2}, Пермякова И. Е.¹, Шурыгина Н. А.^{1,2}

¹ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия

²ГОУ ВПО «МГУПИ», Москва, Россия

glezer@imph.msk.ru

На начальных стадиях перехода из аморфного состояния в кристаллическое аморфных металлических сплавов (АМС) формируется структура, состоящая из аморфной матрицы с равномерно распределенными в ней нанокристаллическими частицами. Поведение механических свойств в сплавах с аморфно-нанокристаллической структурой (АНС) изучено весьма поверхностно. Существует лишь устойчивое мнение о том, что появление нанокристаллической фазы почти всегда приводит к росту прочностных характеристик аморфного состояния. Считается, что рост прочности при нанокристаллизации обусловлен, главным образом, появлением в структуре кристаллической фазы с высоким модулем упругости. Вместе с тем, отмечены случаи, когда кристаллизация приводит к снижению прочности.

Важное влияние на прочностные свойства при нанокристаллизации, кроме соотношения упругих модулей наночастиц и аморфной матрицы, оказывают структурные параметры наночастиц: размер частиц, их объемная плотность и объемная доля, тип кристаллической решетки, текстура, характер распределения по размерам и по объему аморфной матрицы. Влияние режимов термической обработки на прочность и твердость АНС изучено не в полном объеме, что не позволяет детально понять физическую картину влияния нанокристаллических частиц на механические свойства.

Целью данной работы явилось экспериментальное изучение поведения сплавов на начальных стадиях перехода из аморфного состояния в кристаллическое, имеющих АНС, состоящую из аморфной матрицы с равномерно распределенными в ней наночастицами. Сплавы были получены контролируемым отжигом исходно АМС. В работе определены зависимости микротвердости и структурных параметров (средний размер нанокристаллических частиц, их объемная плотность и объемная доля) от режимов термической обработки.

Объектами исследования являлись образцы трех АМС: Fe₅₈Ni₂₅B₁₇ (сплав 1), Fe₅₀Ni₃₃B₁₇ (сплав 2), Ni₄₄Fe₂₉Co₁₅B₁₀Si₂ (сплав 3), полученных методом спиннингования расплава (ширина лент 10 мм, толщина 20-25 мкм). Термическая обработка осуществлялась отжигом в вакууме при постоянной температуре в интервале 250–450⁰С в течение от 0,5 до 2 часов. Структуру исследовали с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) при ускоряющем напряжении 120 кВ. Измерения микротвердости проводились при нагрузке 0,25 Н на гладкой (контактной) поверхности ленты.

Начальная стадия кристаллизации изученных АМС, при которой происходит выделение первичных кристаллов, обнаруживается в сплаве 1 при 380⁰С, в сплаве 2 – при 360⁰С, в сплаве 3 – при 340⁰С.

Для сплава 1 на рис. 1 показаны типичные зависимости среднего размера нанокристаллов d , их объемной плотности N_V и объемной доли V_V от времени отжига t при температуре 380⁰С. Аналогичный характер зависимостей наблюдался и при других режимах отжига в интервале существования двухфазной АНС. Как показали исследования методом ПЭМ, в сплавах 2 и 3 на всех изученных стадиях кристаллизации средний размер (диаметр) d наночастиц был постоянным и составлял около 20 нм. Рост объемной доли нанокристаллов V_V происходил только за счет увеличения объемной плотно-

сти наночастиц N_V . Учитывая это обстоятельство, зависимости N_V и V_V от температуры и времени отжига носили аналогичный характер.

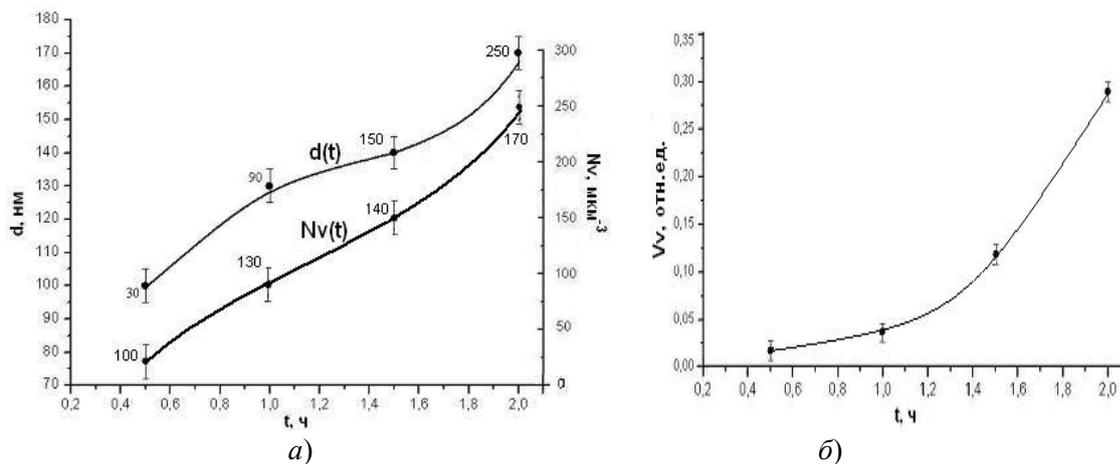


Рис. 1. Зависимости среднего размера нанокристаллов d , их объемной плотности N_V (а) и объемной доли V_V (б) от времени отжига t при температуре 380°C для сплава 1

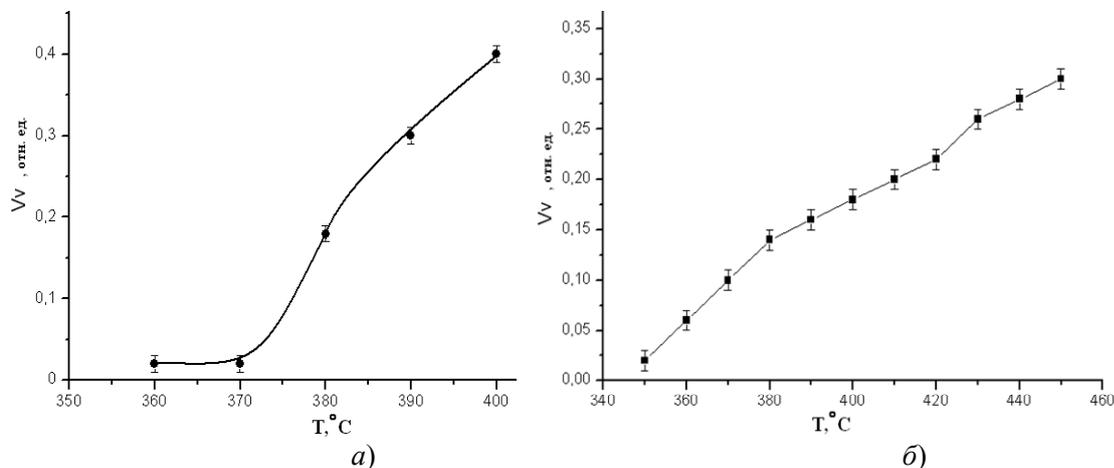


Рис. 2. Зависимость объемной доли нанокристаллов в сплаве 2 (а) и в сплаве 3 (б) от температуры отжига при выдержке 0,5 ч.

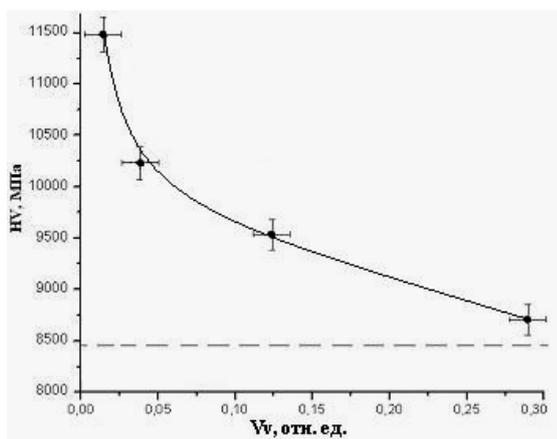


Рис. 3. Зависимость микротвердости сплава 1 от объёмной доли нанокристаллов при постоянной температуре отжига 380°C

На рис. 3 представлена зависимость микротвердости сплава 1 от объемной плотности V_V после отжига при 380°C. При значениях $V_V \leq 0,1$ отмечается заметное снижение микротвердости, а при более высоких значениях V_V зависимость $HV(V_V)$ выходит на насыщение. Зависимости $HV(V_V)$, соответствующие другим температурам, а также зависимости при различных фиксированных временах отжига подобны.

В сплавах 2 и 3 увеличение температуры и времени отжига всегда приводило к росту значения HV . На рис. 4 показаны суммарные зависимости $HV(V_V)$ для всех использованных в работе режимов термической обработки и, следовательно, для всех реализованных двухфазных состояний. Так как для сплавов 2 и 3 наблюдается эффект стабилизации размеров наночастиц, мы имеем возможность анализировать с по-

мощью графика на рис. 4 зависимость $HV(N_V)$, поскольку $V_V = Kd^3 N_V$, где K – численная константа.

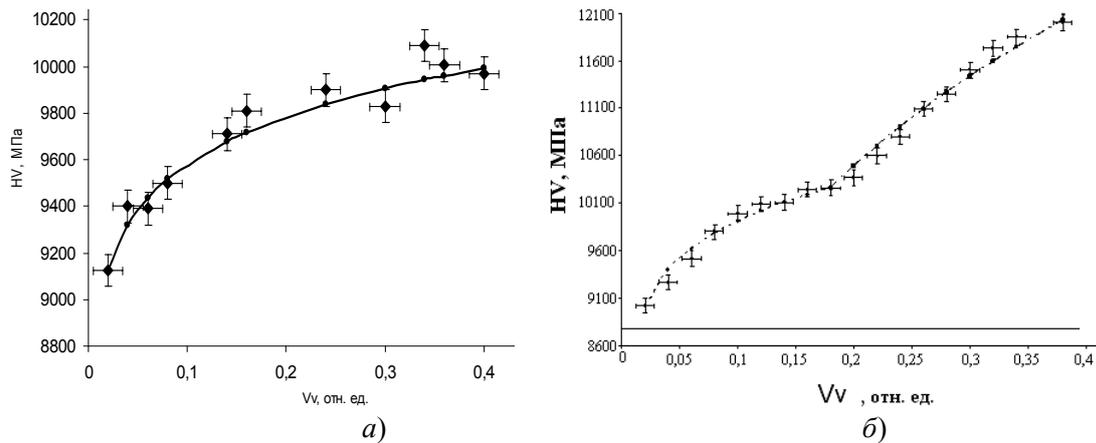


Рис. 4. Зависимость микротвердости сплава 2 (а) и сплава 3 (б) от объёмной доли нанокристаллов для всех исследованных состояний

График на рис. 4а для сплава 2 может быть описан зависимостью типа $HV = K(V_V)^n$, где $n = 1/3$. Зависимость на рис. 4 б для сплава 3 разбивается на два участка ($(V_V)_{кр} = 0,2$), каждый из которых аналогичен зависимости, полученной для сплава 2.

В сплаве 1 определяли влияние размера нанокристаллов на упрочнение аморфной матрицы, т.к. в нем наблюдается изменение среднего размера кристаллов от 100 до 170 нм. Так как в сплавах 2 и 3 зависимость $HV = f(V_V)$ носит одинаковый характер: $HV \sim N_V^{1/3}$, то предполагаем, что для сплава 1 она имеет такой же характер. На рис. 5

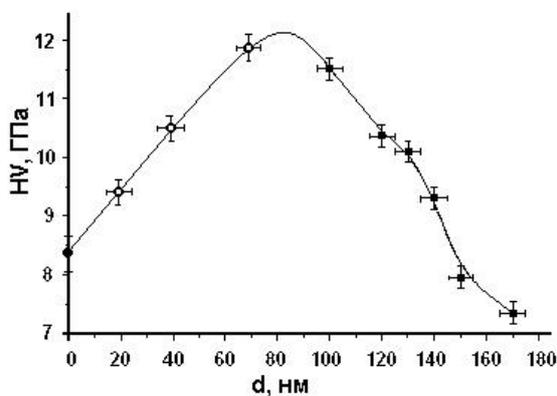


Рис. 5. Зависимость микротвердости $HV_{корр}$ от среднего размера d нанокристаллов для сплава 1 для всех исследованных состояний

показана зависимость скорректированного значения $HV_{корр}$ для сплава 1 от среднего размера нанокристаллов d .

Темными кружками обозначены значения $HV_{корр}$, соответствующие исходному аморфному состоянию ($d = 0$) и состояниям, полученным после реализованных в работе термических обработок ($d = 100-170$ нм). Для получения значений $d < 100$ нм проведены дополнительные эксперименты: отжиг при 400°C в течение 3, 5 и 10 мин с целью зафиксировать самые ранние стадии нанокристаллизации. Для полученных значений среднего размера нанокристаллов были рассчитаны скорректированные значения микротвердости при $N_V = 100 \text{ мкм}^{-3}$, которые

нанесены на график $HV_{корр} = f(d)$, представленный на рис. 5, в виде светлых кружков.

Установлено, что в сплаве 1 при фиксированном значении $N_V = 100 \text{ мкм}^{-3}$ и при среднем размере нанокристаллов d свыше 80–100 нм наблюдается размерная зависимость $HV = f(d)$, аналогичная соотношению Холла-Петча. При $d < 70-80$ нм обнаружено аномальное снижение значений HV с уменьшением d , что связано, по-видимому, с превышением толщины зоны пластической деформации в полосах сдвига, распространяющихся в аморфной матрице, над размером наночастиц кристаллической фазы.

ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$

Сундеев Р. В., Шалимова А. В., Глезер А. М.

Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им.
И.П. Бардина, г.Москва, Россия

sundeev55@yandex.ru; shalimovy@mtu-net.ru;
a.glezer@mail.ru

В данной работе изучалась природа структурно-фазовых превращений в аморфном и частично кристаллизованном сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ при варьировании величины мегапластической деформации (МПД) в камере Бриджмена. Образцы для исследования были получены методом спиннингования расплава в атмосфере аргона в виде аморфной ленты, толщиной около 50 мкм и шириной 8 мм.

Исходное кристаллическое состояние того же материала было получено при последующей термической обработке аморфной ленты. Мегапластическую деформацию образцов в обоих исходных состояниях проводили в камере Бриджмена при гидростатическом давлении $P = 4$ ГПа и при комнатной температуре; число полных оборотов подвижной наковальни n варьировалось в пределах: $1/8, 1/4, 1/2, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7, 8$ и 9 . Проводилось также гидростатическое сжатие образцов без кручения.

Структурные исследования проводились методом просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Использовался микроскоп JEM-200СХ при ускоряющем напряжении 160 и 200 кВ. Образцы для электронной микроскопии готовились с помощью электролитической полировки с последующим ионным утонением. Рентгеновские спектры (РС) получали с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3 в излучении CuK_{α} при съемке по методу Брега–Бретано в пошаговом режиме. Время накопления интенсивности в точке составляло от 6 до 16 с. Рентгеновские данные обрабатывались с использованием пакета программ, разработанного в работе [2]. Расчетные спектры для фаз, образующихся в исследуемом сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, получали с помощью программы Spectrum [2] с использованием значений параметров решеток фаз В19, и В2, установленных в работах [3,4]. РС профили сплава, деформированного в различных исходных состояниях представлены на рисунке 1а,б.

При деформации исходно аморфного состояния [1] начальные стадии МПД ($n = 1/8, 1/2$ и 1) характеризуются появлением в структуре кристаллических фаз (объемная доля кристаллической фазы при $n = 1/2$ составляет $\sim 80\%$), затем, при увеличении деформации, объемная доля кристаллической фазы уменьшается и при $n = 4$ сплав полностью аморфизуется. Этот факт подтверждается наличием рентгеноаморфного гало и ЭМ изображениями, где наблюдается типичный для аморфной фазы ультрадисперсный абсорбционный контраст типа "соль—перец". При возрастании деформации до $n = 6$ на РС наблюдается расщепление первичного гало на два синглета, что трактуется как возможная частичная кристаллизация. Действительно, на электронно-микроскопических (ЭМ) изображениях этого состояния помимо аморфной фазы обнаружены области, заполненные равноосными и дефектными зернами со средним размером 150 нм. Дальнейшее возрастание деформации ($n = 8$) приводит к полной аморфизации сплава (рис 1,а).

Исходно кристаллическое состояние сплава характеризуется наличием структуры пластинчатого мартенсита В19.(рис. 2) По мере роста деформации ($n = 1$) наблюдается деградация пластинчатой структуры В19: регулярное расположение пластин нарушается, наблюдается их раздробление, искривление и даже разворот, а затем переход в аморфное состояние. Одновременно с деградацией пластин мартенсита происходит

пластическая деформация образовавшейся аморфной фазы, в результате которой, начиная с $n = 0.5$ ($e = 1.80$), электронно-микроскопически регистрируется появление нанокристаллической В2-фазы с размером отдельных частиц до 10 нм как в полосах сдвига (рис3), так и равномерно распределенных. При деформации ($n = 4$) исходно кристаллическая структура становится полностью рентгеноаморфной. Возникает вопрос, одинакова ли природа исходного аморфного состояния и вторичного аморфного состояния, возникшего в ходе деформации исходно кристаллической структуры? Сравнивая данные рентгеновского и электронно-микроскопического исследования, можно предполагать, что природа аморфных состояний после закалки из расплава и после МПД кристаллического сплава различна. Действительно, интегральная ширина гало аморфного состояния после закалки из расплава определяется поликластерной структурой металлического стекла, тогда как интегральная ширина гало после деформации ($n = 4$) отражает результат суперпозиции аморфного состояния, полученного в ходе МПД, и нанокристаллов фазы В2 размером до 10 нм, образовавшихся в ходе деформации вторичной аморфной фазы. После деформации $n = 6$ электронно – микроскопически выявлено состояние локальной неустойчивости В2 фазы, которое является промежуточным состоянием мартенситного превращения В2 \Rightarrow В19.

При деформации $n = 7$ на РС, также как и в исходно аморфном состоянии, наблюдается расщепление первичного гало, которое исчезает при дальнейшем увеличении деформации.

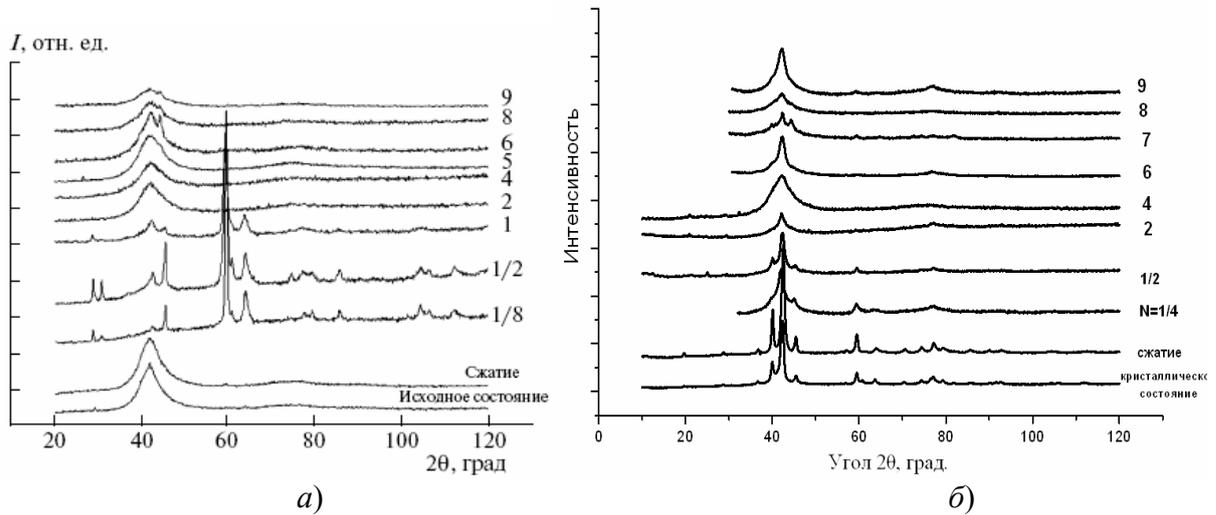
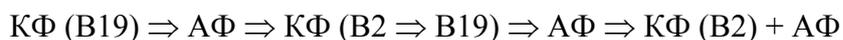


Рис. 1. Профили РС сплава $Ti_{50}Ni_{15}Cu_{25}$: *a* – исходное аморфное состояние, *б* – исходное кристаллическое состояние, после гидростатического сжатия ($P = 4$) без сдвига (сжатие) и после сдвига под давлением с различным числом оборотов

Таким образом, в результате исследования обнаружено, что при осуществлении последовательно нарастающих деформаций в случае исходно аморфного состояния реализовано три цикла прямых и обратных фазовых переходов. В кристаллическом состоянии также наблюдается цикличность в изменении фазового состава материала по мере увеличения деформации в камере Бриджмена (рис 1,б). Для исходно аморфного состояния сплава наблюдается следующая последовательность циклических переходов - 3 полных цикла:



где АФ-аморфная фаза, КФ-кристаллическая фаза. Для исходно кристаллического – 2.5 полных цикла:



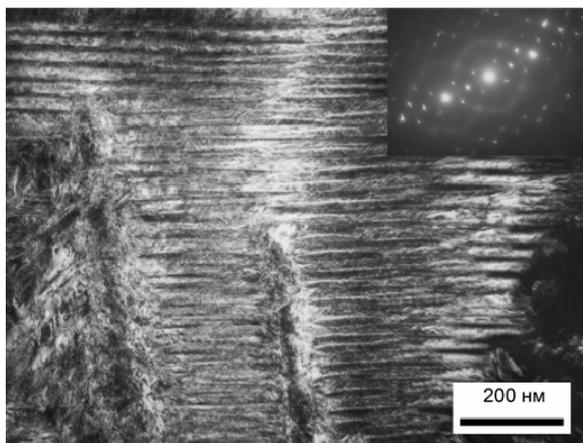


Рис. 2. Исходно кристаллическая структура пластинчатого мартенсита

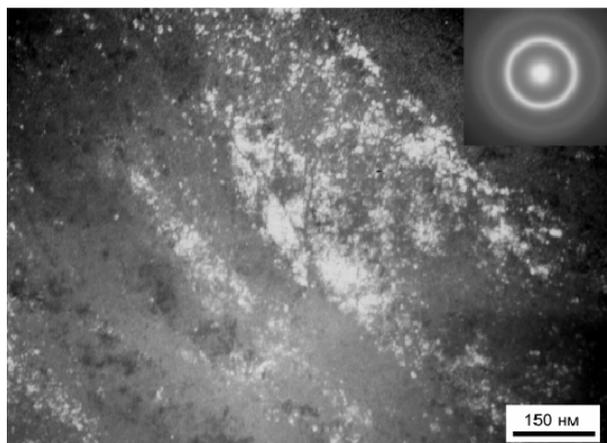


Рис. 3. В2-фаза в полосах сдвига

Полученные результаты могут быть объяснены в рамках предложенной ранее модели суперпозиции различных каналов диссипации упругой энергии в процессе МПД [5], а также наличия прямых и обратных термоупругих мартенситных превращений.

Авторы выражают благодарность А.В. Шелякову за выплавку изученного сплава и Е.А. Печиной за помощь в проведении механических испытаний в камере Бриджмена.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 08-02-00693) и программы Минобрнауки РФ «Научные и научно-образовательные кадры инновационной России» (проект № 2291).

Список литературы

1. Г. И. Носова, Шалимова А. В., Сундеев Р. В., Глезер А. М., Панкова М. Н., Шеляков А. В. // КРИСТАЛЛОГРАФИЯ, 2009, том 54, № 6, с. 1111-1118
2. Шелехов Е.В., Свиридова Т.А. // МиТОМ. 2000. № 8.С. 16.
3. Rosner H., Schlobmacher P., Shelyakov A.V., Glezer A.M., // Materials Transactions. 2001. V.42. № 8. P. 1758
4. Potapov P.L., Shelyakov A.V., Schryvers D. // SCRIPTA MATER, 2001. V.44. P. 1.
5. Глезер А.М. // Изв. вузов. Физика. 2008. Т. 51. № 5.С. 36.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ: ВЫБОР СОСТАВОВ И РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ

Капуткина Л. М., Прокошкина В. Г., Свяжин А. Г.

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

klm@tmo.misis.ru

В настоящее время активно разрабатывается новое направление в металлведении – высокоазотистые стали [1–4]. Азот, как упрочняющий элемент, эффективнее, чем углерод и придает стали уникальные свойства, недостижимые с помощью других легирующих элементов. В ряде случаев азотом можно заменить никель и сделать сталь более дешевой, сохранив специальные свойства (немагнитность, коррозионную стойкость). Возможности повышения свойств стали с помощью азота еще далеко не изучены.

Насыщение жидкой стали азотом осуществляется следующими способами: переплав в плазменной печи; литьё с противодействием азота; электрошлаковый переплав под давлением; плавка в индукционной печи под давлением. В индукционных печах можно создавать давление азота над расплавом до 100 атм., что даёт «пересыщение» азотом в 10 раз по сравнению с содержанием его в стали, полученной при нормальном давлении. Достаточно несложным способом, не требующим специального оборудования, является выплавка сталей с равновесным при атмосферных условиях содержанием азота, но при этом можно ввести в сталь не более 0.10 – 0.15% масс. азота. Получение высокого содержания азота в этом случае возможно, если сталь высоколегированная, за счёт повышенного количества нитридообразующих элементов (Cr, V, Nb, Mn и др.), когда в качестве шихтовых материалов используются азотированные ферросплавы (Fe–Cr, Fe–Mn, Fe–V и др.) или металлы. Себестоимость таких сталей очень высока, поэтому их промышленное использование ограничено.

Фиксируемый в слитке азот в зависимости от состава стали и скорости охлаждения распределяется между различными фазами (рис.1). Но даже при весьма высоких скоростях охлаждения, более 10^3 К/с, выделяются нитриды. Их количество тем выше, чем больше общее содержание азота и меньше скорость охлаждения [2] .

Чем больше нитридов и выше температура их выделения, тем они крупнее и менее растворимы при последующих обработках – нагревах, то есть избыточное количество азота нежелательно.

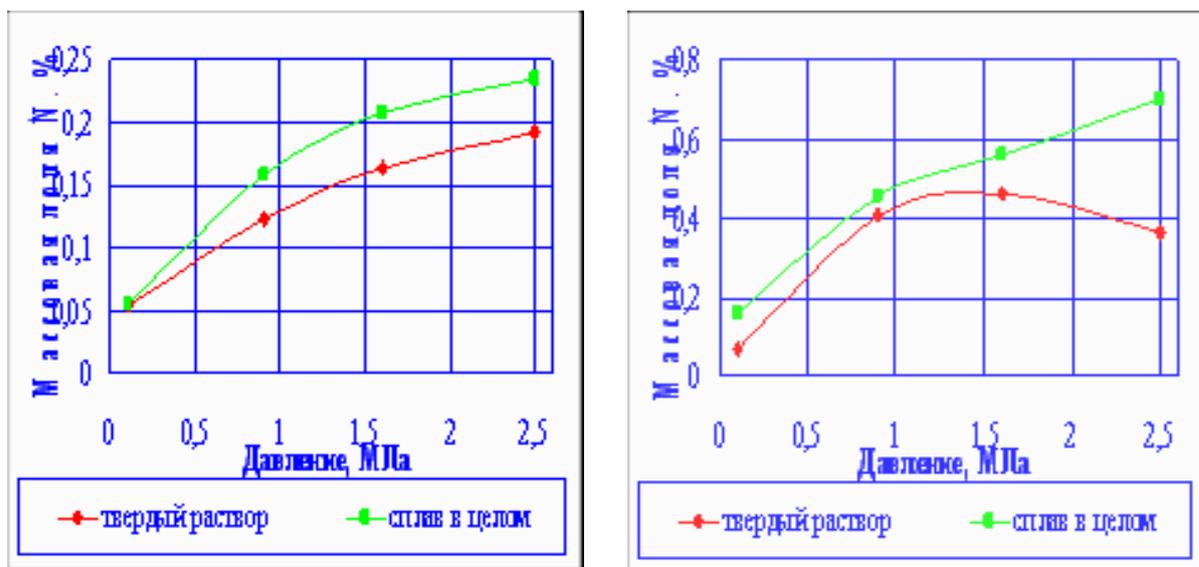


Рис. 1. Распределение азота в литой стали. Скорость охлаждения слитка $\geq 10^3$ К/с.
а – Fe–N, б – Fe–15,6%Cr–10,6%Ni–N

Термомеханическая обработка в наиболее распространенном варианте, особенно для азотистых сталей, включает горячую и реже холодную (теплую) деформацию. Для расчета нагрузок на деформирующее оборудование и анализа механического поведения используют диаграммы горячей деформации. По этим данным выбирают рациональные режимы термомеханической обработки.

Диаграммы горячей деформации промышленных азотсодержащих сталей различного состава и назначения без фазовых превращений носят обычный характер: сопротивление деформации растёт с повышением скорости деформации и снижением температуры деформации; наличие максимума не является обязательным признаком рекристаллизации [5]. Азот при прочих равных условиях повышает сопротивление де-

формации, поднимая уровень напряжений. При одинаковом базовом составе стали, легированные азотом, характеризуются более высоким уровнем напряжений на IV стадии деформации и, соответственно, более мелким рекристаллизованным зерном.

Азотсодержащие стали – это обычно легированные или микролегированные стали. С повышением температуры деформирования возрастает доля растворившихся карбонитридов Cr, V, W и других элементов, снижающих скорость диффузии и повышающих сопротивление деформации, что приводит к ускорению процессов разупрочнения.

Протекание деформационного старения, особенно при малых скоростях деформации, и выделение карбидов и карбонитридов в ходе горячей деформации легированных азотсодержащих сталей, ведет к снижению сопротивления деформации, появлению на диаграмме площадки текучести и нарушению температурно-скоростных зависимостей. Ранние стадии старения благоприятны для получения высокой прочности после закалки сталей, но могут привести к уменьшению вязкости и коррозионной стойкости, что следует учитывать.

Структура горячедеформированных азотсодержащих сталей отличается более высокой плотностью дислокаций, более широкими и несовершенными границами субзерен [6]. Регулярная полигонизованная субструктура аустенита максимально уменьшает количество крупных пакетов и кристаллов мартенсита, вызывает фрагментацию кристаллов, смещает к более высокотемпературному морфологическому типу.

Заключительной операцией термической обработки азотсодержащих сталей также является старение или отпуск. Особенностью азотсодержащих сталей является возможность разделения температурных интервалов выделения различных нитридов и карбонитридов. Поэтому выбор режимов старения зависит от того, какие конкретно частицы желательны (рис.2).

Азот повышает термическую стабильность структуры и свойств закаленных сталей. Стали, легированные азотом, более пригодны для термомеханического упрочнения.

Построены диаграммы конструкционной прочности для большого числа исследованных азотистых сталей после различных вариантов обработок [6], позволяющие подобрать лучший состав стали и обработку в зависимости от требуемых свойств. Например, для хромоникелевых мартенситных коррозионностойких сталей типа X15N5 промышленной выплавки с небольшим содержанием ($\approx 0,12\%$) азота максимальной прочности, достигаемой после холодной деформации сталей ($\sigma_{0,2} = 1600\text{--}2000$ МПа), соответствует минимальная пластичность ($\delta \leq 15\%$); максимальная пластичность ($\delta = 50\text{--}70\%$) достигается на аустенитных сталях при небольшой прочности ($\sigma_{0,2} = 250\text{--}400$ МПа). На аустенитно-мартенситных сталях (07X16N6 и 15X15N4AM3) после ВТМО с горячей деформацией прокаткой и старения достигаются высокие показатели прочности ($\sigma_{0,2} = 900\text{--}1200$ МПа) и пластичности ($\delta = 25\text{--}35\%$). При этом уровень прочности примерно на 200 МПа выше в случае легирования азотом при примерно тех же показателях пластичности, несмотря на меньшее содержание никеля.

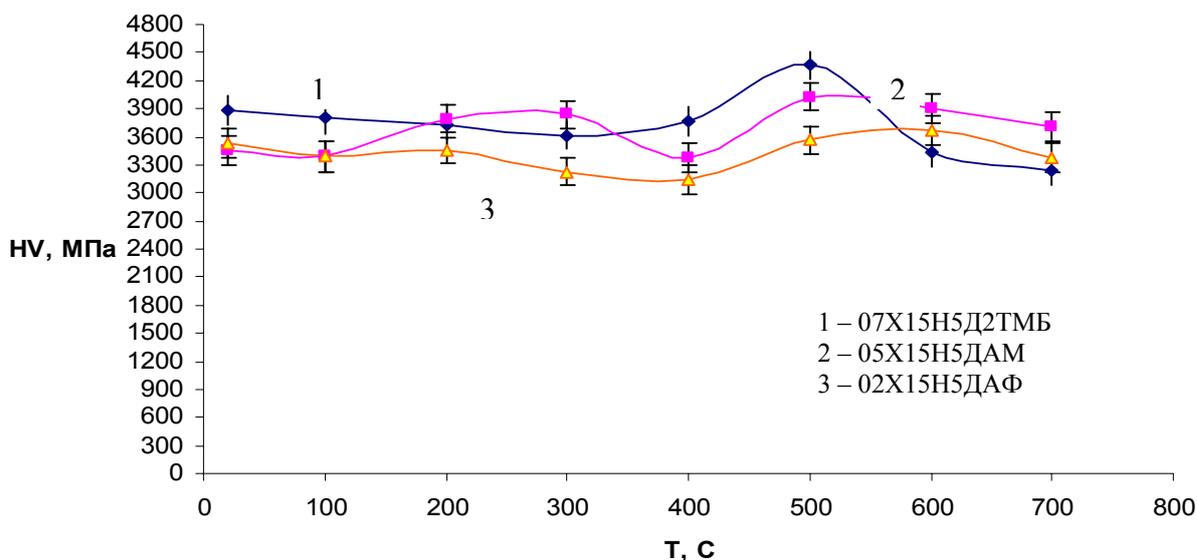


Рис. 2. Изменение твердости от температуры нагрева закаленных азотсодержащих сталей 02X15H5ДАФ (0,12%N) и 05X15H5ДАМ (0,20%N) и безазотистой стали 07X15H5Д2ТМБ

Показано, что упрочнение за счет ВТМО мартенситных сталей эффективнее, чем применение холодного наклепа, т.к. позволяет сохранить достаточный уровень пластичности. Аустенитные и аустенито-мартенситные стали могут быть упрочнены холодным наклепом, особенно если в ходе нагружения развивается в несильной степени мартенситное превращение, которое позволяет сохранить большой запас пластичности. Однако и в этих случаях рациональнее ВТМО. В результате ВТМО достигаемый уровень прочности аустенитно-, мартенситно- и двухфазных стареющих азотсодержащих сталей в 1,5–2 раза выше, чем аналогичных безазотистых, при той же пластичности и вязкости и повышенной теплостойкости.

Список литературы

1. Лякишев Н.П., Банных О.А. Новые конструкционные стали со сверхравновесным содержанием азота. // Перспективные материалы. 1995. №1. С. 73 - 82.
2. Капуткина Л.М., Свяжин А.Я., Прокошкина В.Г., Киндоп В.Э., Улунцев Д.Ю. Мартенситное превращение и процесс старения в хромоникелевых сталях с азотом. // Изв. вузов. Черная металлургия. 1997. №1, С.20-24.
3. Костина М.В., Банных О.А., Блинов В.М. Особенности сталей, легированных азотом. // МиТОМ. 2000. №12. С. 3-6.
4. V.G.Prokoshkina, L.M.Kaputkina, Yu.I. Lojnikov. Peculiarities of deformation and structure formation in nitrogen-containing steels of various structural kinds. Journal of materials proceeding technology, vol.125 (2002), pp.97-102.
5. L.M.Kaputkina, V.G.Prokoshkina, Yu.I. Lojnikov. Hot Strain Diagrams, Strengthening and Recrystallization of Nitrogen Alloyed Steels. /Materials Science Forum Vols.467-470 (2004) pp. 281-286.
6. Л.М. Капуткина, В.Г. Прокошкина. Особенности строения и превращений при деформации и отпуске термомеханически упрочненных азотистых сталей. //Развитие идей академика В.Д. Садовского. Сб. трудов. - Екатеринбург, 2008. С.254-272.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА

Капуткина Л. М., Прокошкина В. Г., Свяжин А. Г., Хадеев Г. Е.,
Медведев М. Г.

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия
klm@tmo.misis.ru

Исследованы процессы формирования структуры и механические свойства при высокотемпературной термомеханической обработке (ВТМО), закалке и последующем отпуске низколегированных конструкционных сталей, насыщаемых азотом в расплаве при атмосферном давлении. Химический состав исследуемых сталей приведен в табл.1.

Таблица 1. Химический состав сталей

Сталь	Содержание элементов, % (масс.)									
	Cr	Ni	Mo	V	Mn	Si	C	N	O	S
35ХНМАФ	1.50	1.30	0.66	0.25	0.50	0.23	0.342	0.020	0.0055	0.0025
40ХНМАФ	1.38	1.25	0.50	0.24	0.35	0.29	0.368	0.024	0.0035	0.0040
50ХНМАФ	1.78	1.43	0.30	0.50	0.55	0.39	0.510	0.023	0.0007	0.0030

Слитки, полученные в высоковакуумной лабораторной печи сопротивления, проковывали в прутки при температуре 1200–1000 °С и далее подвергали закалке или горячей деформации в цикле ВТМО.

Проведены контрольные заковки исследуемых сталей от температур 900, 920, 950, 1000, 1050 °С. Горячую деформацию в цикле ВТМО кованых образцов осуществляли продольной прокаткой за два прохода на лабораторном двухвалковом стане ДУО 210 с последующей немедленной закалкой в воде. Междеформационная пауза составляла менее 1 с.

В результате заковки для стали с содержанием углерода 0,35% по масс. максимальное значение твердости было достигнуто после заковки от температуры 920°С (56 HRC), для стали с содержанием углерода 0,40 % твердость на всем интервале температур практически не изменяется (≈ 57 HRC), а для более легированной стали с содержанием углерода 0,50 % максимальное значение твердости было достигнуто после заковок от температур 900 (59 HRC), и 1000 °С (58 HRC), т.е., проявилось два максимума твердости. Более высокотемпературный максимум связан с достижением температуры, при которой идет полное растворение избыточных фаз. Между тем, нагрев на 900°С обеспечивает полную закалку для всего объема.

Для всех трех сталей при температуре 900°С наблюдается значение величины зерна выше, чем при 920°С. Это связано с тем, что температура 900°С немного ниже температуры, при которой проходит фазовая перекристаллизация, сопровождающаяся структурной перекристаллизацией. Резкий рост размера зерна аустенита с повышением температуры нагрева связан с процессом растворения избыточных фаз. Чем выше в стали суммарное содержание азота и углерода, тем выше температура интенсивного роста зерен (рис.1).

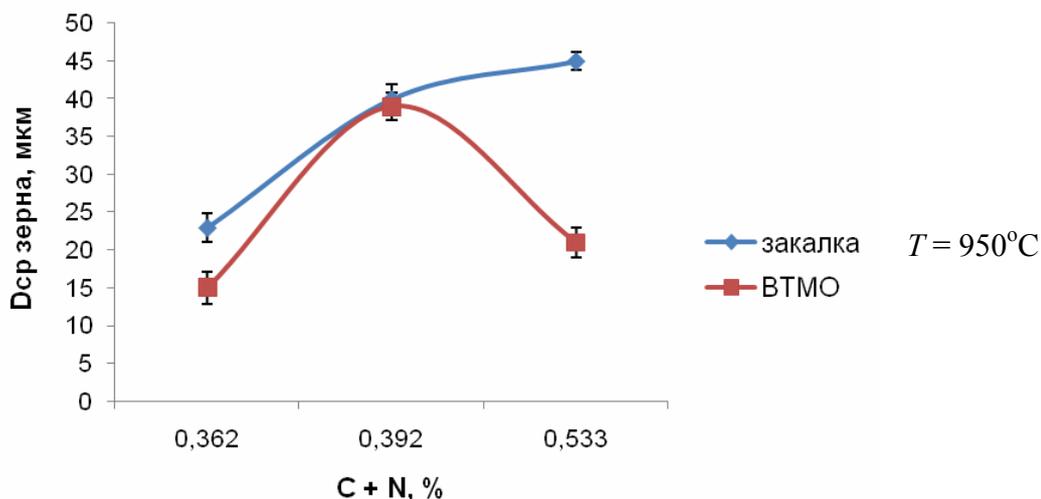


Рис. 1. Зависимость среднего размера зерна аустенита исследованных сталей от суммарного содержания C +N, %

Таким образом, для исследованных сталей интервал температур 900–920°C является наиболее благоприятным для нагрева под закалку, так как способствует получению высокой твердости и мелкозернистой структуры. Дальнейшее повышение температуры приводит к уменьшению твердости, что связано с ростом зерна аустенита, а при температурах меньше 900°C не происходит достаточно полного растворения избыточных фаз.

Температуру горячей деформации выбирали, как обычно на 30–50°C выше, чем температуру закалки, поэтому при ВТМО всех сталей она составляла 950 – 970 °С.

ВТМО сталей 35ХНМАФ и 50ХНМАФ способствует дополнительному измельчению зерна за счет рекристаллизации (рис.1). В первой стали рекристаллизация была ускорена за счет исходно более мелкого зерна, а во второй стали – за счет более высокой температуры нагрева относительно A_{c3} , большего сопротивления деформации из-за большего легирования, а также ускорения диффузии из-за большего содержания углерода.

В стали 40ХНМАФ рекристаллизация прошла частично, средний размер зерна после ВТМО такой же, как после закалки от 950°C (рис.1), дисперсия распределения зерен по размерам выше.

ВТМО способствовала дополнительному упрочнению всех исследованных сталей по сравнению с закалкой. Твердость после ВТМО выше, чем после закалки: 58 и 56 HRC (сталь 35ХНМАФ), 58 и 57 HRC (сталь 40ХНМАФ), 63 и 59 HRC (сталь 50ХНМАФ) соответственно. Максимальную твердость имеет сталь 50ХНМАФ с наибольшим содержанием C + N. Кроме того, у этой стали наибольшее различие твердости после ВТМО и закалки. Результаты рентгеновских исследований сталей после ВТМО показали, что карбиды и карбонитриды при нагреве практически полностью растворились.

В последнее время среднеуглеродистые стали после заключительного низкотемпературного отпуска в интервале температур 100–250 °С используют в качестве высокопрочных, а сталь типа 40ХНМА в качестве “защитного” материала с высоким сопротивлением ударному нагружению. Для оценки работоспособности в таких условиях, стали (35-50)ХНМАФ после закалки от температуры 950 °С и ВТМО при 950–970 °С были отпущены при температурах 100, 160, 180, 200, 300, 400, 500, 600 и 700 °С с выдержкой в течение 1 часа и последующим охлаждением на воздухе.

Твердость отпущенных сталей после закалки и ВТМО для каждой стали практически не различается, сохраняется лишь общая тенденция к росту твердости с ростом C + N.

При отпуске, судя по изменению периода решетки мартенсита, происходит сначала (100–400°C) довыделение избыточных фаз в виде цементита, затем увеличение степени его легирования и образование специальных карбидов. Период решетки мартенсита после закалки больше, чем после ВТМО, что, возможно, связано с тем, что при ВТМО самоотпуск сильнее, чем при закалке и выделение спецкарбидов происходит раньше. Ширина рентгеновской линии после отпуска 100 °С становится практически одинаковой для обеих обработок (закалки и ВТМО).

После низкотемпературного отпуска (180–200°C) термомеханически упроченных сталей достигается высокая прочность без потери пластичности (табл.2). Максимальное временное сопротивление разрыву сталей 50ХНМАФ и 35ХНМАФ равно $\sigma_B = 2500$ и 2000 МПа соответственно. Следует отметить, что удалось добиться заметной пластичности даже для стали 50ХНМАФ.

Уровень σ_B исследованных конструкционных сталей, микролегированных азотом, после ВТМО на 300 – 500 МПа выше, чем у безазотистых сталей-аналогов 45ХН2МА и 40ХН2МА, пластичность отвечает уровню обычному для высокопрочных сталей.

Таблица 2. Механические свойства исследованных сталей после ВТМО и низкого отпуска

Сталь	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
35ХНМАФ	2052	1850	7	39
40ХНМАФ	2296	1911	7	33
50ХНМАФ	2475	2044	4	13

Результаты фрактографического анализа образцов после испытаний на растяжение показали, что разрушение сталей 35ХНМАФ и 40ХНМАФ имеет вязкий характер. Сталь 35ХНМАФ имеет ударную вязкость $KCU = 0,625$ МДж/м², что больше, чем у близких по составу безазотистых сталей 40ХН2МА и 45ХН2МА ($KCU = 0,59$ и $0,47$ МДж/м² соответственно). У образцов наиболее прочной стали 50ХНМАФ характер разрушения – хрупко-вязкий.

Для образцов стали 40ХНМАФ проведены исследования специальных свойств. Наиболее оптимальным комплексом свойств, включая бронестойкость, обладают образцы стали 40ХНМАФ после ВТМО и низкого отпуска при 160-180 °С.

Таким образом, разработанные режимы ВТМО повышают эффективность микролегирования азотом и позволяют использовать исследованные низкоотпущенные конструкционные стали в качестве высокопрочных.

ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И УПРУГОЕ ПОСЛЕДЕЙСТВИЕ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Капуткина Л. М., Скугорев А. В., Кузнецов И. Б., Канев В. П.

НИТУ "МИСиС", г. Москва, Россия

klm@tmo.misis.ru

С внедрением в производство новых высокопрочных сталей, в том числе сталей с пластичностью, наведенной фазовым превращением под нагрузкой (ПНП-эффект), все более актуальной становится проблема упругого последействия при листовой штамповке. Имеющиеся модели расчета знакопеременной деформации и механического поведения деформированных стабильных сталей обычно имеют некоторые ограничения в связи с необходимостью дополнительной информации о деформационном упрочнении при разных схемах нагружения.

В настоящей работе экспериментально изучали влияние различных схем нагружения на упругое последействие и релаксацию напряжений листовых сталей различного состава разных классов (табл. 1)

Методики испытаний и исследований:

- Испытания на штампуемость и упругое последействие (схема образцов и измеряемые параметры приведены на рис. 1)
- Испытание на знакопеременный изгиб
- Испытание на одноосное растяжение
- Измерение твердости по Виккерсу (ГОСТ 2999-75)
- Рентгенографический количественный фазовый анализ

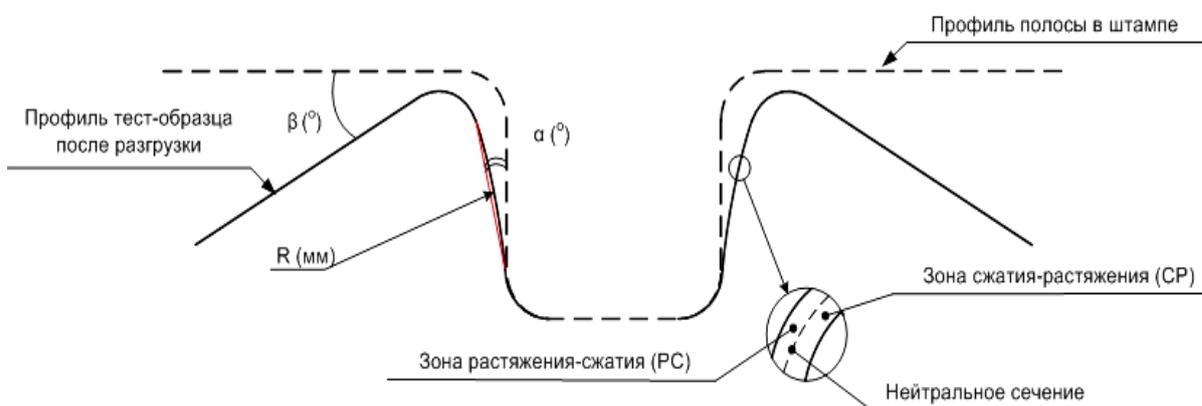


Рис. 1. Схема определения параметров упругого последействия

Наибольшее сопротивление деформации и деформационное упрочнение имеют метастабильные стали с исходной аустенитно-мартенситной и многофазной структурой. Наибольшим относительным удлинением обладают стабильные стали с аустенитной структурой и ферритная сталь Ф2.

Результаты измерения параметров упругого последействия показали их существенную зависимость от структуры и механических свойств сталей. По сравнению с ферритной сталью аустенитные и многофазные стали обладают более выраженным эффектом упругого последействия (рис. 2).

Таблица 1. Химический состав и фазовые составляющие исследуемых сталей

Марка стали (условное обозначение)	Химический состав и структура в исходном состоянии													Исходная структура
	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Al	Cu	V/Nb	Mo	[N]	[C]	[S]		
01ЮТ (Ф1)	0,02	0,14	-	-	0,07	0,05	-	-	-	0,006	0,004	0,009	Феррит	
08Ю (Ф2)	0,03	0,35	-	-	-	0,05	-	-	-	0,007	0,07	0,025		
12Х18Н10Т (А1)	0,47	0,67	17,05	9,92	0,38	-	0,22	-	0,08	0,013	0,07	0,006	Аустенит	
05Х15Н7Д2АМФТ (А2)	0,38	0,76	14,8	7,75	0,052	-	2,0	0,28	1,55	0,136	0,047	н.д.**		
05Х14Н9Д2АМФТ (А3)	0,12	0,45	14,35	9,5	0,042	-	2,0	0,235	1,48	0,119	0,042	н.д.		
05Х22АГ15Н8М2Ф (А4)	0,41	14,18	21,85	7,55	-	-	-	0,19	1,59	0,47	0,09	н.д.	Аустенит и мартенсит	
07Х15Н5Д2МБТ (АМ1)	0,48	0,65	14,0	5,7	0,07	-	2,1	0,28	1,5	-	0,07	н.д.		
05Х15Н5Д2АМФТ (АМ2)	0,14	0,71	15,5	5,29	0,06	-	1,86	0,24	1,52	0,126	0,045	н.д.		
05Х16Н5Д2АМФТ (АМ3)	0,14	0,58	15,75	5,38	0,035	-	1,87	0,22	1,52	0,131	0,046	н.д.		
08Х14АН4МДБ (АМ4)	0,22	1,05	14,6	4,68	-	-	0,41	0,06	1,89	0,091	0,117	0,007	Аустенит, Феррит, мартенсит	
06Х18Н6Д2МТ (АМФ1)	0,4	0,52	18,0	6,0	0,07	-	1,9	-	1	-	0,07	н.д.		
05Х18АН2Г2Ф (АМФ2)	н.д.	1,85	18,02	2,1	-	-	-	0,12	-	0,09	0,05	н.д.		

* — остальное Fe

** — нет данных, в виде примеси

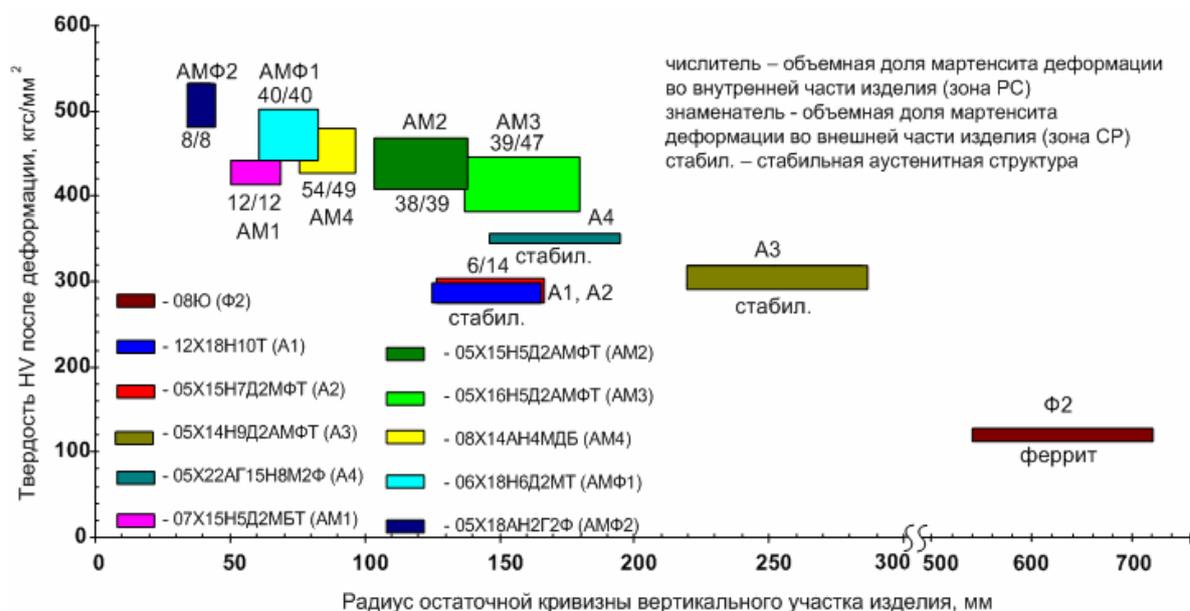


Рис. 2. Зависимость упругого последействия от структуры и механических свойств деформированных сталей

При этом упругое последействие метастабильных аустенитно-мартенситных сталей, в которых мартенситное превращение под нагрузкой происходит не до конца и значительно зависит от хронологии нагружения (сталь AM2 и AM3), находится почти на таком же уровне, как и в стабильных аустенитных сталях, при этом твердость метастабильных аустенитно-мартенситных сталей после деформации значительно выше. Это вызвано как собственно протеканием мартенситного превращения под нагрузкой, так и влиянием хронологии нагружения на интенсивность этого превращения.

Кинетика релаксации напряжений, абсолютный и относительный уровень напряжений на «установившейся» стадии зависят как от прочности, так и от структурного состояния стали. Наиболее быстрый переход к «установившейся» стадии наблюдается в ферритных, полностью мартенситных и аустенитных сталях. Релаксация напряжений в метастабильных сталях AM2 и AM3 значимо продолжается и после выдержки 2 мин, в то время как в остальных исследованных сталях релаксация напряжений практически завершается в течение первой минуты после остановки нагружения. Наименьшую скорость релаксации напряжений на «установившейся» стадии имеют стали A1 и AMФ1, при этом релаксация в сталях AMФ1 менее выражена за счет более высоких действующих напряжений.

Таким образом, показана зависимость упругого последействия листового материала от его упрочнения и протекания фазовых превращений под нагрузкой. Наличие в структуре деформированной стали остаточного аустенита при неполном мартенситном превращении под нагрузкой приводит к относительному снижению эффекта упругого последействия и изменению распределения остаточных напряжений в стали после деформации. Причиной относительно низкого эффекта упругого последействия в метастабильных сталях может быть ориентированность мартенситных превращений под нагрузкой, а также более полная релаксация напряжений во время деформации и при последеформационной выдержке под нагрузкой за счет собственно мартенситного превращения.

Вместе с тем, длительно развивающийся процесс релаксации напряжений, а точнее взаимосвязь кинетики релаксации напряжений и кинетики мартенситных превращений и, возможно, процессов старения, обуславливает необходимость учета этих явлений при оценке упругого последействия и эксплуатационных свойств изделий.

Сравнение показателей упругого последствия: углов α и β и радиуса остаточной кривизны R , рассчитанных без учета и с учетом релаксационных процессов, с экспериментальными данными показало, что заметное влияние процесса релаксации напряжений на оценку упругого последствия особенно значимо для метастабильных сталей, в которых мартенситное превращение под нагрузкой происходило не полностью (стали АЗ, АМ2 и АМ3). Так, неучет процессов релаксации напряжений дает значимо худшую сходимость расчетных оценок с экспериментальными для сталей АМ2 и АМ3. Вследствие этого учет процессов релаксации напряжений в процессе деформации и при последеформационной выдержке желателен, так как позволяет лучше описывать механическое поведение и упругое последствие метастабильных сталей с развитым мартенситным превращением.

ПРОЧНОСТЬ И СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ И МЕДЬЮ ИЛИ СЕРЕБРОМ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

**Капуткина Л. М., Свяжин А. Г., Прокошкина В. Г., Медведев М. Г.,
Бронз А. В.**

НИТУ «МИСис», г. Москва, Россия
klm@tmo.misis.ru

Азот и углерод по сравнению с другими легирующими элементами наиболее сильно повышают прочностные свойства аустенитных нержавеющей сталей [1].

Общий вклад азота в упрочнение аустенитных нержавеющей сталей имеет две составляющие – сильную термическую, пропорциональную содержанию азота (преимущественно благодаря твердорастворному упрочнению), и атермическую, обычно связанную с зернограницным упрочнением и измельчением зерна, также пропорциональную содержанию азота [2]. Азот, имея несколько меньший диаметр атома по сравнению с углеродом, оказывает вместе с тем более сильное влияние на твердорастворное упрочнение [1]. Упрочнение азотистых сталей значительно увеличивается при температурах ниже 20 °С.

Эффективность азота как элемента, воздействующего на твердорастворное упрочнение менее чувствительна к повышению температуры в интервале 200–600 °С по сравнению с углеродом.

Конструкционные стали, легированные медью, приобрели большое значение в технике. Основанием для введения меди в сталь в первую очередь явилось достигаемое при этом повышение коррозионной стойкости в атмосфере и агрессивных средах (морская вода), а также предела прочности и предела текучести [3,4].

Одним из качеств серебра является его высокая биоцидность (способность противостоять развитию бактерий) [5]. С этой точки зрения представляет интерес влияние небольших добавок серебра на свойства стали (поскольку растворимость серебра в γ -твердом растворе не превышает 0,1–0,2 %).

Изучение изменения механических свойств при старении ряда аустенитных хромоникелевых сталей позволило сделать вывод, что нагрев при высоких температурах с последующим отпуском при 600–750 °С приводит к повышению предела текучести, твердости и предела прочности стали, но в то же время уменьшаются пластичность и ударная вязкость. Однако, о процессах выделения избыточных фаз (нитридов, карбонитридов), связанных с дополнительным легированием азотом, протекающих при температурах 400–550 °С, в литературе мало сведений и изучение процессов старения при

этих температурах представляет интерес с точки зрения возможности дополнительного повышения конструкционной прочности материала.

В настоящей работе методами металлографии, рентгенографии, дифференциальной сканирующей калориметрии, а также с помощью измерения твердости и построения диаграмм фазовых равновесий исследовали особенности структурообразования и свойства комплекснолегированных нержавеющих аустенитных азотсодержащих сталей в литом, термообработанном и деформированном состоянии. Проведен анализ влияния легирования азотом, медью, серебром, а также комплексно меди и серебра с азотом на прочность и технологическую пластичность сталей типа X18H10, определены рациональные параметры термической и термомеханической обработки. Изучены процессы старения, проходящие в сталях в интервале температур 400–550 °С, а также исследованы специальные свойства: стойкость к микробиологической коррозии и бактерицидная способность сталей.

Химические составы исследуемых сталей приведены в таблице 1. Режим выплавки подбирался таким образом, чтобы он обеспечил получение достаточно плотного слитка без газовых пор. Азотсодержащие стали разливали в медные водоохлаждаемые изложницы цилиндрической формы диаметром от 5 до 50 мм при давлении азота над расплавом 0,1 МПа.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

Обозначение	Массовая доля легирующих элементов, %									
	C	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	Cu	Al	V	N
X18H10	0,02	17,8	8,8	1,45	0,15	0,38	0,27	-	0,15	0,02
X18H10+0,23% N	0,03	17,0	9,9	1,27	0,29	0,31	0,11	-	0,16	0,23
X18H10+0,1% Ag	0,06	18,0	8,1	1,07	0,15	0,38	0,22	0,01	0,04	0,20
X18H10Д5МФГС	0,03	17,9	9,8	1,6	0,26	0,70	5,00	0,007	0,12	0,02
X18H10Д5МФАГС	0,03	18,1	9,4	1,41	0,32	0,39	5,02	0,01	0,15	0,22
X19H10Д2МФАГС	0,03	18,7	10,1	1,22	0,29	0,50	2,47	0,004	0,15	0,27

Из анализа диаграмм фазовых равновесий, рассчитанных с помощью программы Thermo-Calc) следует, что для достижения максимального эффекта упрочнения в результате старения (при температурах 400–550 °С) температура нагрева под закалку отвечающая чисто аустенитной области для всех сталей находится в интервале температур 900 – 1200 °С. При этом нужно избегать перегревов и пережогов.

Для всех исследуемых сталей построены калориметрические кривые нагрева до температур приблизительно 550°С, определены температурные интервалы превращений. В легированных азотом сталях при температурах 400– 425 °С протекают процессы старения. Дополнительное микролегирование серебром (до 0,1 %) снижает этот интервал приблизительно на 10 °С, а легирование медью растягивает интервал дисперсионного твердения до приблизительно 450 °С.

В «базовой» стали X18H10 в интервале температур нагрева от 25 до 450 °С не происходит превращений. Наибольший тепловой эффект зафиксирован у сталей, содержащих азот и серебро $Q = 0,57$ Дж/г, медь и азот $Q = 0,55$ Дж/г.

Распад аустенита сопровождается уменьшением периода решетки на 0,0014 Å для стали X19H10Д2МФАГС, что соответствует 0,23 % количества [С+N], выделившегося в карбонитриды и нитриды. Тепловой эффект при таком превращении составляет 0,5522 Дж/г. Для стали с серебром тепловому эффекту 0,5746 Дж/г соответствует изменение периода решетки 0,0010 Å и выделение в избыточные фазы 0,15% [С+N].

Оценки дисперсионного упрочнения по результатам измерения твердости показали следующие результаты: наибольшую твердость после старения имеет сталь, содержащая медь и азот (≈ 270 HV). В базовой стали X18H10 в результате нагрева под закалку уровень твердости снизился и после нагрева до 550 °С практически не изменился (≈ 130 HV). Эффект упрочнения при легировании исследуемых сталей практически полностью реализуется уже после закалки, после старения твердость азотсодержащих сталей увеличивается приблизительно на 5 – 10 HV.

На сталях, близких по составу к исследуемым, но с разным содержанием никеля, были проведены испытания на антиадгезивную способность к микроорганизмам в среде углеродообразующих, гетеротрофных и сульфатовосстанавливающих бактерий. Оказалось, что все стали имеют высокую антиадгезивную способность, при этом небольшое легирование азотом (до 0,27%) обеспечивает уменьшение склонности к адгезии примерно в 8 раз, в то время как повышение содержания никеля на 2% дает дополнительный эффект лишь в 2 раза. Этот факт позволяет рекомендовать азотсодержащие стали как стали повышенной стойкости к микробиологической коррозии.

Оценка дезинфицирующих свойств сталей по отношению к желтому стафилококку и кишечной палочке с разными параметрами испытания на бактерицидность (среда, объем, экспозиция, концентрация) показала, что с увеличением микробной концентрации только образцы с медью и азотом, а также серебром и азотом проявляют бактерицидную активность.

Бактерицидная активность образцов исследованных сталей проявляется только при непосредственном контакте микробных клеток с поверхностью образцов и растет с увеличением количественного содержания меди и серебра.

Список литературы

1. Рашев Ц. Высокоазотистые стали. – София.: Металлургия под давлением, 1995.
2. Миснар А. Теплопроводность твердых тел, жидкостей, газов, и их композиций.- М.:Мир, 1968.
3. Гудремон Э. Специальные стали. – М.: Металлургия, 1966.
4. Л.М Капуткина, В.Г Прокошкина, А.Г Свяжин, Д.А.Романович, Д.В. Кремьянский, М.Г. Медведев, С.В. Никифорова. Структура и свойства нержавеющей стали, легированной азотом и медью. //Металловедение и термическая обработка. 2009. №6. с. 23 - 29.
5. Yoshihiro Sato. Biofilms and antibacterial effects of metals // Ferrum (Japan). – 2007. – vol.12, №10, p.639 – 643.

ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРУКТУР КЕРАМИКА-МЕТАЛЛ МЕТОДОМ ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ

Сарасеко М. Н.^{1,2}, Шибкова Н. Ф.¹, Алексеенко Н. А.²

¹*Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*
saraseko@rambler.ru

²*Институт порошковой металлургии НАН Беларуси, Минск, Беларусь*
iscentr@tut.by

При составлении композиции эффективно используются индивидуальные свойства составляющих композиций. Свойства композиционных материалов зависят от состава компонентов, количественного соотношения и прочности связи между ними. Комбинируя объемное содержание компонентов, можно, в зависимости от назначения, получать материалы с требуемыми значениями прочности, жаропрочности, модуля упругости или получать композиции с необходимыми специальными свойствами [1]. Композиционные материалы диэлектрик-металл являются весьма перспективными конструкционными материалами для многих отраслей машиностроения.

Существующие методы получения указанных композиционных материалов не позволяют достичь равномерного распределения ингредиентов, что приводит к неоднородности свойств материалов. Неравномерное распределение наполнителя по объему матрицы приводит к разбросу параметров готовых изделий. Одним из решений этой проблемы может быть использование метода химического осаждения металлов для плакирования порошка диэлектрика с целью формирования композитов металл-диэлектрик. Целью данной работы являлось получение композиционных порошков диэлектрик-металл методом плакирования керамических порошков металлами с использованием метода химического осаждения, исследование состава и структуры полученных материалов.

Исследование морфологии поверхности и микрорентгеноспектральный анализ проводили на сканирующем электронном микроскопе высокого разрешения "Mira" фирмы "Tescan" (Чехия) с микрорентгеноспектральным анализатором "INCA Energy 350" фирмы «Oxford Instruments Analytical» (Великобритания). Исследование элементного состава порошка проводили на рентгенофлуоресцентном спектрометре ED 2000 фирмы «Oxford Instruments Analytical» (Великобритания).

Исходными материалами для формирования композитов являлись оксидная керамика Al_2O_3 с размерами частиц от 20 до 40 мкм и карбидная керамика WC с размерами частиц 10-20 мкм. В качестве металлов использовали химически осажденные медь, никель, кобальт. Плакирование проводили из стандартных растворов химического никелирования, меднения, кобальтирования. Продолжительность, температуру реакции плакирования и кислотность раствора подбирали экспериментальным путем для каждого состава композита.

На рис. 1 приведена морфология поверхности порошка оксида алюминия до плакирования никелем и после плакирования при различной длительности реакции осаждения.

Видно, что при кратковременном периоде плакирования происходит зарождение металлической фазы на поверхности отдельных керамических частиц (б). При увеличении времени плакирования постепенно происходит полное затягивание поверхности всех частиц оксида алюминия металлом, и при длительности реакции осаждения никеля 40 минут получаем сплошное покрытие никелем порошка керамического оксида алюминия (в).

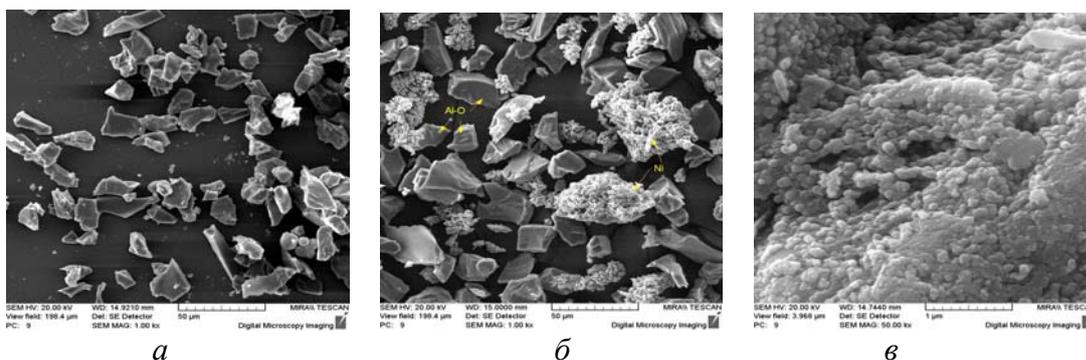


Рис. 1. Морфология поверхности порошка оксида алюминия до плакирования никелем (*а*), после плакирования 10 минут (*б*) и 40 минут (*в*).

Аналогично протекает процесс плакирования оксидной керамики алюминия медью и кобальтом.

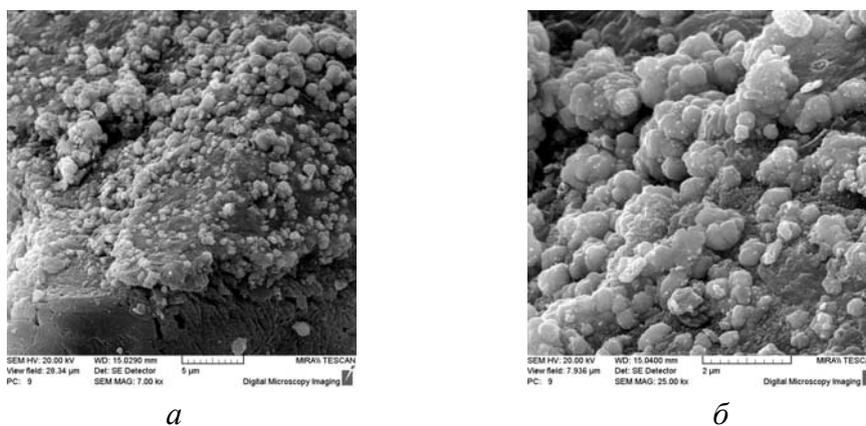


Рис. 2. Морфология поверхности порошка оксида алюминия после плакирования медью 20 минут (*а*), 60 минут (*б*).

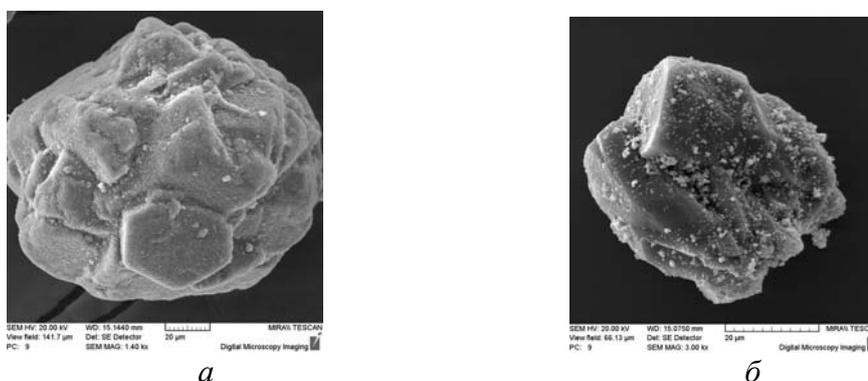
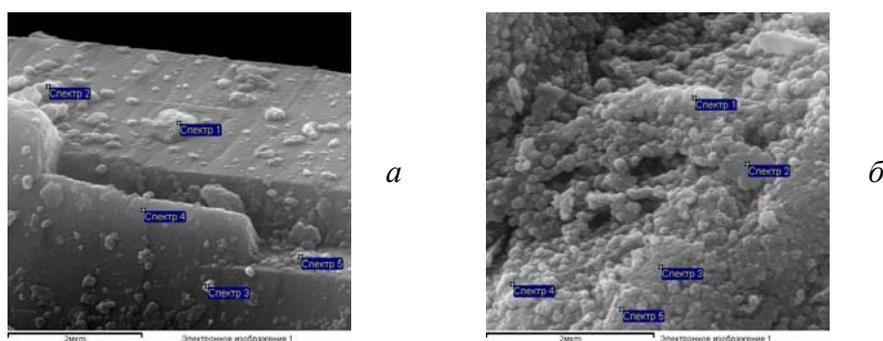


Рис. 3. Морфология поверхности порошка оксида алюминия до плакирования кобальтом после плакирования 10 минут (*б*) и 40 минут (*в*).

Формирование композиционной структуры оксид алюминия-кобальт (рис.к 3) представлено на отдельной частице оксида алюминия. Показано, что даже при длительности реакции плакирования в течение 40 минут происходит лишь закрепление отдельных частиц кобальта на дефектных местах керамической частицы, в то время как при никелировании при данных условиях получали сплошное никелевое покрытие. Это свидетельствует о более вялом протекании реакции кобальтирования на частицах порошка и необходимости активировать данный процесс. Ускорить реакцию плакирования кобальтом возможно с помощью подведения к раствору ультразвуковых колебаний.

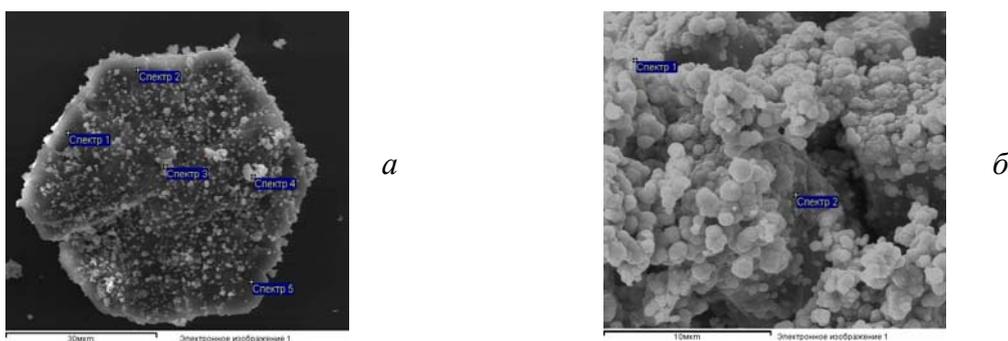
Результаты микрорентгеноспектрального анализа подтверждают вывод о получении двухслойного композиционного порошка Al_2O_3-Ni (рис. 4) и Al_2O_3-Cu (рис. 5).



Спектр	Al	Ni
Спектр 1	0.00	100.00
Спектр 2	0.00	100.00
Спектр 3	0.00	100.00
Спектр 4	100.00	0.00
Спектр 5	0.00	100.00

Спектр	Al	Ni
Спектр 1	0.00	100.00
Спектр 2	0.00	100.00
Спектр 3	0.00	100.00
Спектр 4	0.00	100.00
Спектр 5	0.00	100.00

Рис. 4. Результаты микрорентгеноспектрального анализа композиционного порошка на основе оксида алюминия, плакированного никелем в течение 10 мин (а) и в течение 40 мин. (б).



Спектр	Al_2O_3	Cu
Спектр 1	100.00	0.00
Спектр 2	100.00	0.00
Спектр 3	0.00	100.00
Спектр 4	0.00	100.00
Спектр 5	100.00	0.00

Спектр	Al	Cu
Спектр 1	0.00	100.00
Спектр 2	0.00	100.00

Рис. 5. Результаты микрорентгеноспектрального анализа порошка оксида алюминия, плакированного медью в течение 20 минут (а) и 60 минут (б).

Выводы

Получен двухслойный композиционный порошок систем оксид алюминия – никель, оксид алюминия – медь. Размер частиц осажденного металла составляет 100–200 нм. Такой композиционный порошок обладает износостойкостью оксида алюминия и пластичностью никеля и меди. В дальнейшем он будет использован для нанесения износостойких покрытий методом газодинамического напыления.

ПРОЧНОСТЬ И ДЕФОРМАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СОВРЕМЕННЫХ ИСКУССТВЕННЫХ КОЖ

Буркин А. Н., Дмитриев А. П.

*УО «Витебский государственный технологический университет»,
Витебск, Республика Беларусь,
vstu@vitebsk.by*

Большое разнообразие обувных материалов, используемых в настоящее время на обувных предприятиях, способствует производству в Республике Беларусь обуви различного ассортимента, что приводит к необходимости постоянной корректировки технологических режимов её изготовления. Используемые при сборке заготовки верха обуви современные материалы имеют существенно отличающиеся друг от друга физико-механические характеристики (часто ниже нормируемых показателей), что приводит к увеличению доли бракованной продукции [1, 2]. В связи с этим исследование свойств новых особенно искусственных материалов для обуви приобретает все большее значение, поскольку широкое их внедрение в производство сдерживается отсутствием сведений о деформационных свойствах импортных искусственных кож (ИК).

Современные ИК по структуре и свойствам существенно отличаются от аналогичных материалов, применяемых для сборки заготовок верха обуви 20-30 лет назад, особенности которых описаны в трудах основоположников кожевенного и обувного производств (Зыбин Ю.П., Чернов Н.В., Зурабян К.М. и др.). Следует учитывать тот факт, что все искусственные кожи являются заменителями натуральных кож для деталей верха обуви, а значит, должны, по крайней мере, иметь аналогичные прочностные и другие характеристики, восполняя дефицит натурального сырья. В связи с этим является актуальным проведение исследований физико-механических характеристик современных материалов, используемых для производства обуви на белорусских предприятиях. В работе исследованы и проанализированы значения физико-механических характеристик современных искусственных материалов 30 артикулов, используемых для заготовок верха женской обуви весенне-осеннего ассортимента 2008-2010 годов выпуска, и проведён сравнительный анализ с аналогичными показателями трёх видов натуральных кож (НК). Определение прочностных характеристик регламентируется соответствующими техническими нормативными правовыми актами (ТНПА) [3, 4]. Как показали проведённые по стандартным методикам исследования, по толщине (0,90–1,63 мм) и по поверхностной плотности (433–675 г/м²) все ИК удовлетворяют параметрам материалов, которые обычно используются для изготовления наружных деталей обуви. Диапазон предела прочности исследованных ИК достаточно широк от 6,7 до 18,5 МПа в продольном и от 8,7 до 21,5 МПа поперечном направлениях. Однако нормативу по данному показателю не удовлетворяют почти все ИК или вдоль или поперёк основы. Вдоль основы более половины из исследованных материалов не соответствуют по удлинению при 10 МПа показателям НК [5]. В таблице представлены основные характеристики для шести двухслойных ИК в виде тканой основы с линейной плотностью нитей от 10 до 55 текс из хлопковых и полиэфирных волокон с полиуретановым покрытием, а также трёх НК для сравнения (в таблице указаны показатели только в продольном направлении, как главном направлении, учитываемом по соображениям технологии раскроя материалов). Среди выбранных ИК три вида с пропиткой тканой основы (BORNOVA 901, FOCA 330, RUGAN YILDIZ 901) и три без пропитки основы (RUGAN 514, Met lack, Лак обувной/140).

Таблица. Физико-механические свойства обувных материалов

Материал (страна производи- тель)	Толщина, мм	Поверхностная плотность, г/м ²	Прочность при растяжении, Н	Относительное уд- линение при раз- рыве, %	Предел прочности, МПа	Равномерность уд- линения, %	Относительное удлинение при напряжении 10 МПа
НК Нарра 2 (Великобритания)	1,08	328	221	48	13	88	34
НК Нарра 3 (Великобритания)	1,38	453	381	65	15	74	36
НК Русская кожа (Россия)	1,45	524	442	62	16	77	33
ИК-Т BORNOVA 901 (Турция)	1,29	675	447	39	17	95	25
ИК-Т FOCA 330 (Турция)	1,16	484	278	29	12	69	24
ИК-Т RUGAN YILDIZ 901 (Турция)	1,11	516	357	36	16	99	19
ИК-Т RUGAN 514 (Турция)	1,09	467	219	17	15	63	17
ИК-Т Met lack, бордо (Германия)	1,05	567	293	20	14	59	14
ИК-Т Лак обув- ной/140, белый (Россия)	1,06	567	296	18	14	40	12

Анализ полученных результатов (см. таблицу) показал, что НК, имеющие меньшую поверхностную плотность по сравнению с ИК, обладают большим относительным удлинением при разрыве, а значит, являются более пластичными, при этом все исследованные материалы обладают пределом прочности от 13 до 16 МПа для НК и от 12 до 17 МПа для ИК. Показатель равномерности материалов по удлинению для ИК с пропиткой тканой основы более высок, чем у НК, а значит, такие материалы наиболее однородны, чего, очевидно, не наблюдается у ИК с непропитанной основой, характеристики которых обусловлены свойствами тканой основы. Все ИК имеют относительное удлинение при напряжении в 10 МПа значительно ниже, чем у НК, при норме в 15–40%.

Для оценки свойств современных обувных материалов необходимо знать характеристики, позволяющие судить не только об их прочности и удлинении при определённой нагрузке, но и о поведении материала при нагружении. С помощью испытательной машины ИП 5158-5 получены графические изображения кривых растяжения исследованных материалов (см. рис), по которым установлено, что большинство ИК обладают повышенной упругостью в сравнении с НК (особенно материалы, имеющие пропитанную основу). Такие ИК будут обладать плохой формоустойчивостью, что в свою очередь приведёт к недостаточной формоустойчивости обуви при её хранении и носке [6].

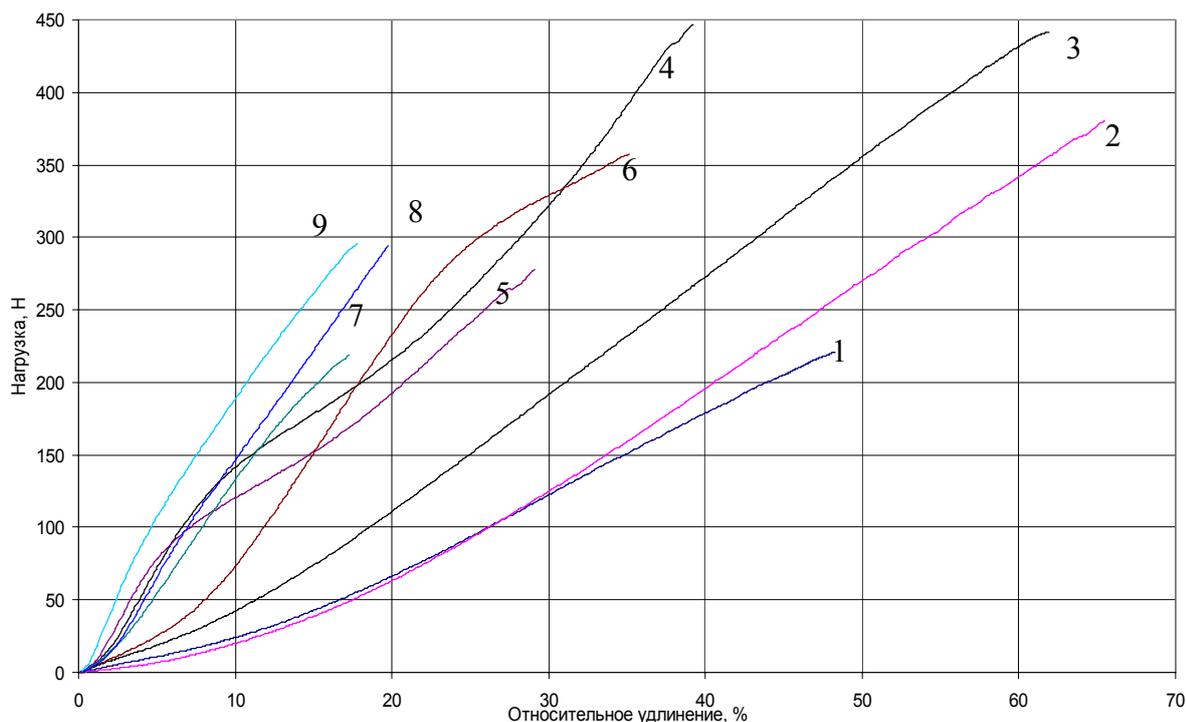


Рис. Кривые растяжения материалов для деталей верха обуви
 (1 – Nappa 2, 2 – Nappa 3, 3 – Русская кожа, 4 – BORNOVA 901, 5 – FOCA 330, 6 – RUGAN YILDIZ 901, 7 – RUGAN 514, 8 – Met lack, бордо, 9 – Лак обувной/140, белый)

Характеры кривых растяжения ИК-Т значительно отличаются от кривых параболического характера растяжения натуральных материалов: Nappa 2, Nappa 3 и Русская кожа, что объясняется существенными различиями их структурных особенностей.

Проведённые исследования показали, что для оценки формовочных способностей ИК недостаточно тех показателей, которые регламентируются ТНПА. Существует необходимость в дополнении существующего стандарта [4] рядом дополнительных характеристик. Исследованные ИК не могут служить объективными заменителями НК, так как их производители не в полной мере добились необходимого комплекса физико-механических свойств, которые соответствовали бы свойствам НК используемых в заготовках верха обуви.

Список литературы

1. Смелков, В.К. Материаловедение / В.К. Смелков. – Витебск: УО «ВГТУ», 2005. – 300 с.
2. Фукин, В.А. Технология изделий из кожи. Учеб. для вузов. В 2 ч. Ч. 1./ В.А. Фукин, А.Н. Калита. – М.: Легкомбытгиздат – 1988. – 272 с.
3. ГОСТ 938.11-69. Кожа. Метод испытания на растяжение. – Взамен ГОСТ 938-45; введ. 01.01.70. – М.: Гос. ком. СССР по стандартам, 1988. – 9 с.
4. ГОСТ 17316-71. Кожа искусственная. Методы определения разрывной нагрузки и удлинения при разрыве. – Введ. 01.01.73. – М.: Гос. ком. СССР по стандартам, 1971. – 6 с.
5. ГОСТ 939-94. Кожа для верха обуви. Технические условия. – Взамен ГОСТ 939-88; введ. 01.01.96. – Минск: Белстандарт, 1996. – 15 с.
6. Буркин, А.Н. Оптимизация технологического процесса формования верха обуви: моногр. / А.Н. Буркин. – Витебск: УО «ВГТУ», 2007.– 220 с.

МЕХАНИЗМ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 10 ПОСЛЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ В ИНТЕРВАЛЕ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА

Клевцов Г. В.¹, Валиев Р. З.², Клевцова Н. А.¹, Рааб Г. И.², Фесенюк М. В.¹, Кашапов М. Р.¹

¹⁾ *Оренбургский государственный университет, Оренбург, Россия.*

²⁾ *Институт физики перспективных материалов Уфимского государственного авиационного технического университета, Уфа, Россия.*

klevtsov11948@mail.ru

Целью настоящей работы является изучение механизма ударного разрушения стали 10 в исходном состоянии и после РКУ прессования в интервале вязко-хрупкого перехода.

Материалы и методики исследования. В качестве исследуемого материала была использована промышленная сталь 10 в исходном состоянии (горячекатаное состояние) со средним размером зерна 45 мкм и в субмикроструктурном состоянии, полученном путем равноканального углового прессования (РКУП) [1]. С этой целью заготовки в виде прутков диаметром 10 мм и длиной 350 мм были закалены от температуры 880°C в воде. Далее заготовки подвергли РКУ прессованию в следующем режиме: угол пересечения каналов инструмента составлял $\varphi = 120^\circ$, количество проходов – 4 и 6 с поворотом образца вокруг продольной оси на 90° после каждого прохода (маршрут Вс) [1], что обеспечивало знакопеременную деформацию. Температура деформации 200°C. Средний размер зерна после 4 проходов РКУП составлял 350 нм, а после 6 проходов РКУП – 300 нм.

Определение стандартных характеристик стали 10 при статическом растяжении проводили на круглых образцах диаметром 3 мм и длиной рабочей части 15 мм. Ударные испытания образцов размером 10x10x55 мм с V-образным концентратором напряжения проводили в интервале вязко-хрупкого перехода на копре МК-30.

Полученные изломы исследовали методами макро-, микрофрактографии (JSM-6092) и рентгеноструктурного анализа (ДРОН-4-07). Для определения глубины пластической зоны под поверхностью изломов использовали метод послойного травливания излома с последующим рентгенографированием его поверхности [2].

Результаты исследования и их обсуждение. В таблице 1 представлены механические свойства стали 10 в исходном состоянии и после РКУП. Видно, что после РКУ прессования твердость и прочностные характеристики стали 10 повышаются почти в 2 раза, а пластичность снижается. Следует отметить, что твердость стали после 4 и 6 проходов РКУП одинакова.

Таблица 1. Среднее значение механических свойств стали 10 в исходном состоянии и после РКУП

Состояние стали	НВ	σ_b , МПа	σ_T , МПа	δ ,%
Исходное состояние*)	121	460	350	25
После РКУП, 4 прохода	235	1028	989	8
После РКУП, 6 проходов	235	1050	955	11

*) по литературным данным

На температурной зависимости ударной вязкости (KCV) стали 10 в исходном состоянии и после 4 и 6 проходов РКУП видно, что в области низких температур значения ударной вязкости стали в исходном состоянии и после РКУП практически не отли-

чаются друг от друга и остаются на уровне 0,1-0,2 МДж/м² независимо от количества проходов РКУП.

В интервале вязко-хрупкого перехода поведение стали 10 в исходном состоянии и после РКУП сильно отличается. Сталь 10 в исходном состоянии характеризуется наличием ярко выраженного интервала вязко-хрупкого перехода (примерно, от -5 до 100 °С), а после 4 проходов РКПУ – узким интервалом вблизи температуры -50 °С (рис. 1). При этом порог хладноломкости стали 10 практически не изменился.

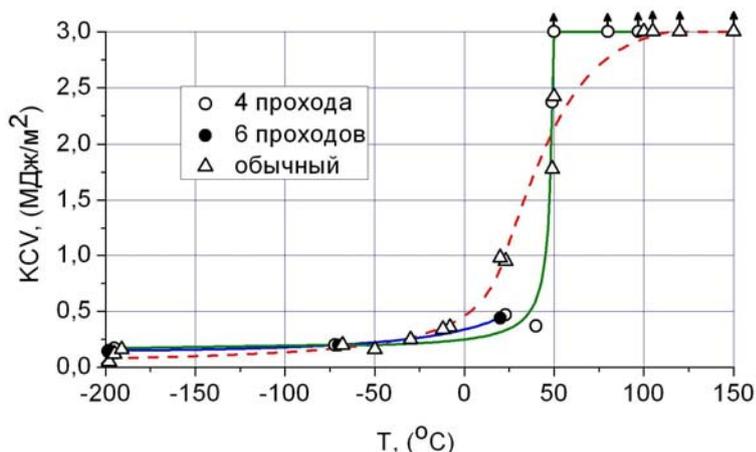
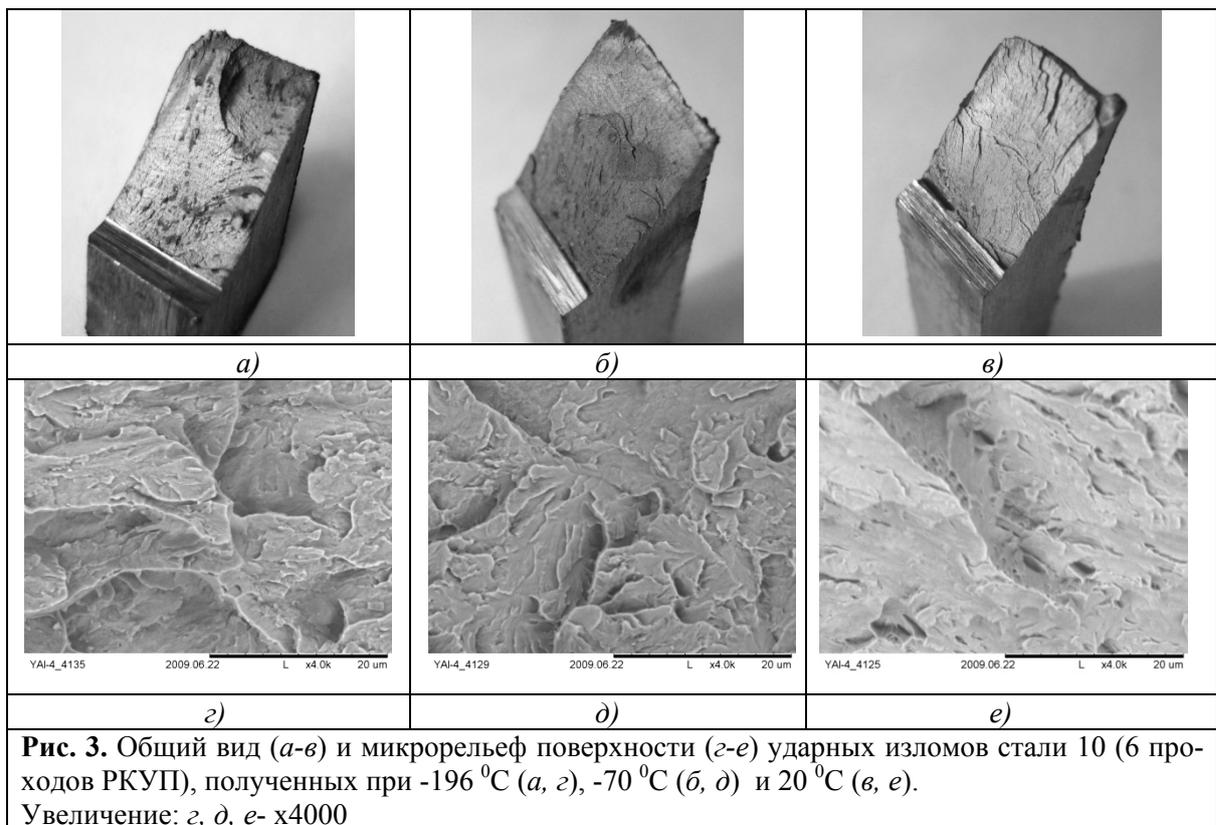
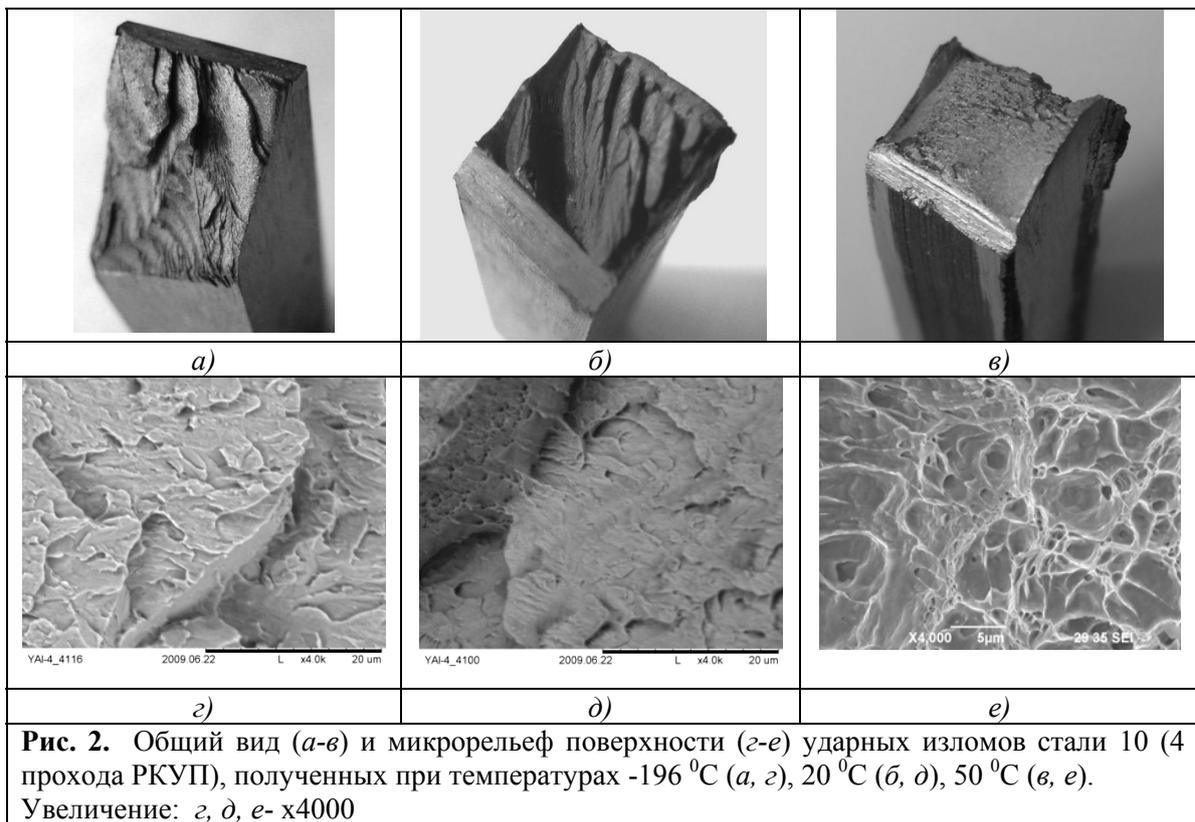


Рис. 1. Температурная зависимость ударной вязкости (KCV) стали 10 в исходном состоянии (1) и после РКУП с 4 (2) и 6 (3) проходами

Ударные изломы стали 10 в исходном состоянии, полученные при низких температурах, макроразрывные. Разрушение произошло по механизму микроскола с участками межзеренного хрупкого разрушения. В интервале вязко-хрупкого перехода изломы вязко-хрупкие с сосредоточенной областью вязкого и хрупкого разрушения [2]. Область вязкого разрушения имеет ямочный микрорельеф, центральная хрупкая часть - микроскол с участками ямочного микрорельефа. Изломы, полученные в верхней области вязко-хрупкого интервала при высоких температурах, вязкие с ямочным микрорельефом.

Все ударные изломы стали 10 после 4 проходов РКУП – светлые, матовые (рис. 2 а-в). Поверхность изломов, полученных при низких температурах (-70 и -196 °С), расположена под углом примерно 45° к оси образца (рис. 2 а). На поверхности изломов можно наблюдать чередующиеся светлые и темные макрополосы (рис. 2 а). Ширина светлых полос примерно 1 мм; темных – 0,2 мм. Микрофрактографический анализ показал, что поверхность низкотемпературных изломов состоит из ступенчатого микрорельефа, образовавшегося путем квазискола (рис. 2 з). Поверхность изломов, полученных при температуре 20 °С (рис. 2 б), расположена под углом 75° к оси образца. Она состоит из глубоких, параллельно расположенных гребней, образованных, по видимому, путем среза. Микрорельеф поверхности излома также состоит из чередующихся ступенек, однако торцы имеют ямочный микрорельеф, образованный, по видимому, путем расслоения металла и вязкого отрыва (рис. 2 д). Изломы, полученные при 50 °С, волокнистые; имеют губы среза и утяжку (рис. 3 в). Микрорельеф изломов ямочный (рис. 3 е), аналогичный микрорельефу изломов стали 10 в исходном состоянии.

Ударные изломы стали 10 после 6 проходов РКУП (рис. 3 а-в) более гладкие по сравнению с изломами стали 10 после 4 проходов РКУП. Угол наклона поверхности всех изломов к оси образцов составляет примерно 35°.



На поверхности низкотемпературных изломов (рис. 3 *а, б*) видны отслоения. Чередующиеся светлые и темные полосы на поверхности изломов не наблюдаются. При низких температурах сталь разрушается по механизму квазискола (рис. 3 *г, д*). Микрорельеф поверхности изломов, полученных при $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (рис. 3 *е*), состоит из малорельефных вытянутых участков, образованных, по-видимому, в результате среза.

Таким образом, результаты фрактографического анализа показали, что ударное разрушение стали 10 после РКУП при температурах -196 и -70 °С, а, возможно, и при комнатной температуре, произошло в условиях плоской деформации (ПД). Определим глубину пластических зон под поверхностью данных изломов и рассчитаем отношение h_{\max}/t (h_{\max} – максимальная глубина пластической зоны под поверхностью излома, t – толщина образца), характеризующее локальное напряженное состояние материала у вершины трещины [2] в момент разрушения образцов (табл. 2).

Таблица 2. Глубина пластической зоны (h_y) под поверхностью ударных изломов стали 10 после 4 проходов РКУП и отношение h_{\max}/t

Температура испытания, °С	-196	-70	20
h_y , мкм	30	30	50
h_{\max}/t	$3,0 \cdot 10^{-3}$	$3,0 \cdot 10^{-3}$	$5,0 \cdot 10^{-3}$

Под поверхностью исследуемых изломов обнаружена одна пластическая зона, а отношение $h_{\max}/t < 10^{-2}$. Это свидетельствует о том, что разрушение произошло в условиях плоской деформации (ПД) [2]. Определим значение трещиностойкости стали 10 после 4 проходов РКУП в условиях плоской деформации (K_{Ic}) по глубине пластической зоны под поверхностью изломов [2] и сравним ее со статической трещиностойкостью стали 10 в исходном состоянии. Расчет показал, что трещиностойкость (K_{Ic}) стали 10 после РКУП составляет $K_{Ic} = 31,6$ МПа $\sqrt{м}$, в то время как статическая трещиностойкость стали 10 в исходном состоянии – $K_{Ic} = 28$ МПа $\sqrt{м}$. Следовательно, трещиностойкость стали 10 после РКУП не только не уменьшается, но даже несколько возрастает по сравнению с исходным состоянием.

Выводы. 1. РКУ пресование почти в 2 раза повышает твердость и прочностные характеристики стали 10 по сравнению с исходным состоянием, однако снижает пластические свойства. При этом РКУ пресование практически не изменяет порог хладноломкости стали 10, однако резко уменьшает интервал вязко-хрупкого перехода.

2. Доминирующими механизмами низкотемпературного разрушения образцов из стали 10 в исходном состоянии является микроскол, а после 4 и 6 проходов РКУП – квазискол. В интервале вязко-хрупкого перехода сталь 10 в исходном состоянии разрушается вязко-хрупко (микроскол и ямочный микрорельеф), а после РКУП – с образованием вязких гребней и ступенек (4 прохода РКУП) или малорельефных вытянутых участков (6 проходов РКУП). В верхней области вязко-хрупкого перехода сталь 10 в исходном состоянии и после РКУП разрушается вязко с образованием ямочного микрорельефа.

3. Трещиностойкость стали 10 после РКУП в условиях плоской деформации (K_{Ic}), определенная по глубине пластической зоны под поверхностью изломов, не только не уменьшается, но даже несколько возрастает по сравнению с исходным состоянием (с 28 до 31,6 МПа $\sqrt{м}$).

Список литературы

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства.- М.: ИКЦ «Академкнига», 2007.- 398 с.
2. Клевцов Г.В., Ботвина Л.Р., Клевцова Н.А., Лимарь Л.В. Фрактодиагностика разрушения металлических материалов и конструкций.- М.: МИСиС, 2007.- 264 с.

ДОСТИЖЕНИЕ ТЕРМОУСТОЙЧИВОГО УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ Понижением температуры пластического деформирования

Хаймович П. А.

Национальный научный центр “Харьковский физико-технический институт”
Украина, Харьков, pavel.41@bk.ru

Еще несколько десятилетий тому назад в начале обзора почти каждой диссертации, посвященной проблемам прочности и пластичности металлов и сплавов, приводилась «кривая Одингга» (рис. 1) [1], характеризующая зависимость прочности материала от концентрации в нем дефектов. Уже тогда появилось понимание, что определяющим в уровне прочностных характеристик металла является не просто сама по себе высокая плотность дефектов, но протяженность границ раздела, высокая дисперсность мелкокристаллического состояния. Так, в работе, посвященной исследованиям структуры и свойств меди, прокатанной в диапазоне температур 300 – 4,2 К [2], обращено внимание именно на связь механических свойств с уровнем дисперсности получаемой при этом структуры (рис. 2). Было показано, что определяющим для образования очень мелкоячеистой структуры являлось понижение температуры пластической деформации вплоть до 4,2 К. Дальнейшие исследования в этом направлении подтвердили важность фактора понижения температуры для получения максимально возможной фрагментации структуры и, как следствие, получения такого уровня прочностных характеристик металла, которые при деформировании при более высоких температурах недостижимы. Но, помимо больших затруднений, которые обнаруживались при попытках осуществить при низких (криогенных) температурах деформирование низкопластичных металлов, еще один фактор оказался настолько существенным, что эксперименты по низкотемпературному деформированию металлов оказались практически свернуты.

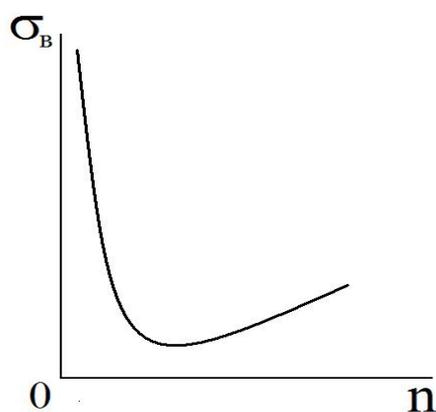


Рис. 1. Зависимость прочности от концентрации дефектов.

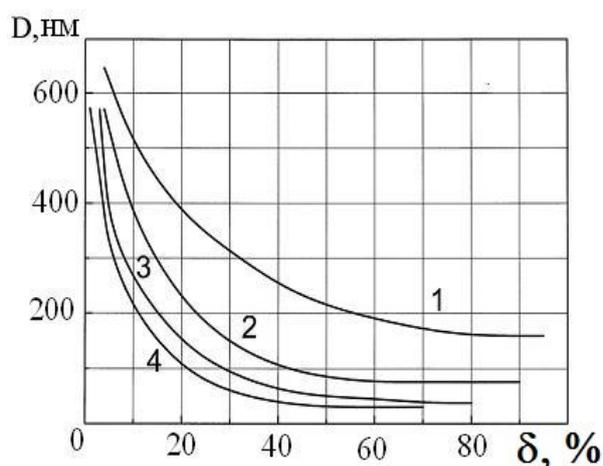


Рис. 2. Зависимость среднего размера ячейки D от степени деформации меди прокаткой при 300(1), 77 (2), 20,4 (3) и 4,2 К (4) [2].

Дело в том, что чем ниже температура деформирования, тем, как правило, имеет место более высокий уровень упрочнения, но, помимо снижения пластичности, иногда до охрупчивания, падает и термоустойчивость упрочненного состояния. Это может найти объяснение из самых общих соображений, так как чем ниже температура деформирования, тем больше энергии затрачивается на осуществление этого деформирования, тем выше уровень внутренних искажений решетки [3,4], то есть тем более неравновесной оказывается формирующаяся при этом структура. А значит, тем меньше тре-

буется энергии на процессы релаксации, возврата, рекристаллизации, тем при более низких температурах они происходят.

Осуществляемое в последнее время барокриодеформирование (БКД) [5], как показано в ряде работ [6-8], способно, сохраняя преимущества осуществления деформирования при криогенных температурах, обеспечивающего повышенные уровни упрочнения, уменьшить проблему охрупчивания. Материал при растяжении деформируется упруго вплоть до начала образования шейки, в области которой и протекает вся пластическая деформация, зачастую весьма значительная (коэффициент сужения достигает 90% и более).

Как оказалось, при БКД для определенных материалов можно получить и высокую термоустойчивость упрочненного состояния, но прежде, чем рассмотреть, как это реализуется, необходимо остановиться на том, что имеется в виду под термином термоустойчивость. С одной стороны, это способность материала, благодаря тем или иным манипуляциям, сохранять определенный уровень свойств при более высокой температуре, чем до этих манипуляций. С другой, возможен вариант, когда, благодаря специальным обработкам, при одной и той же высокой температуре обработанный материал обладает более высокими свойствами, чем необработанный. Наилучшим вариантом, конечно, является тот, когда материала с более высокими за счет обработки свойствами оказывается еще устойчивым при тех температурах, при которых необработанный материал уже разупрочняется.

Учитывая, что снижение термоустойчивости после упрочняющих обработок при криогенных температурах рассматривается в настоящее время как само собой разумеющееся, необходимо уточнить и то, какие факторы могут помешать такому снижению. Фактор наличия сил всестороннего сжатия при пластической деформации, снижающий либо устраняющий возможность зарождения микротрещин [9], является фундаментальным для барокриодеформирования, играет свою роль для всех рассматриваемых объектов, так что останавливаться на нем не будем. А вот материалы, меняющие в процессе БКД свой фазовый состав, представляют интерес. Характерный пример – аустенитная в исходном состоянии сталь, претерпевающая в процессе деформирования мартенситное превращение. Такое превращение имеет место и в случае деформирования при комнатной температуре, и в случае прокатки, волочения при криогенных температурах, однако с разной степенью полноты, и лишь низкотемпературное деформирование в условиях всестороннего сжатия (БКД) способно не только обеспечить практически полный γ - α переход, но и создать столь высокодисперсную однородную структуру мартенсита, получение которой в других условиях нереализуемо [10]. Эта, фактически монофазная, структура и оказалась термически более устойчива, чем менее однородная как в фазовом состоянии, так и в размерах структурных фрагментов сталь, прошедшая иные обработки.

Описанная выше, полученная методами БКД, высокодисперсная монофазная мартенситная структура обусловила возможность формирования в этой стали также монофазной, но аустенитной структуры при необычно высокой дисперсности [11]. А в результате сталь в аустенитном состоянии приобрела очень высокие характеристики как при комнатной (предел текучести выше 1000 МПа), так и при высоких температурах.

В приведенных примерах повышенную термоустойчивость структуры можно объяснить высокой однородностью ультрамелкодисперсной структуры, имеющей высокую протяженность границ, что прямо связано с особенностями пластического деформирования в условиях всестороннего сжатия при криогенных температурах. Но препятствием для разупрочнения при нагреве, разрушения обусловленных низкотемпературным деформированием границ могут служить и особенности упрочняемого материала в его исходном, до проведения БКД, состоянии. Примером может служить сплав РЕ-16 (Нимоник), предназначенный для изделий, работающих при высоких (до 750°C) температурах. Особенностью его структуры является наличие большого количества

равномерно распределенных включений твердой фазы, представляющих собой близкие к сферическим образования размерами порядка 10 нм, причем в среднем расстояния между ними составляют 10–20 нм [12]. БКД позволило значительно повысить прочностные характеристики, особенно предел текучести, этого сплава, измеренные при комнатной температуре, а особенности структуры этого сплава, о которых выше шла речь, позволили сохранить более чем полутора кратный рост предела текучести в области предельных температур эксплуатации этого сплава.

Кроме описанных выше, имеют место случаи, когда определяющим в повышении термоустойчивости свойств оказываются не особенности структуры металла, то ли присущие ему изначально (как в примере со сплавом РЕ-16), то ли приобретенные при БКД, а индивидуальные черты метода деформирования, присущие только БКД. При 77 К были подвергнуты БКД заготовки крупнозернистого никеля с «бамбуковой» структурой, где все сечение прутковой заготовки занимает, как правило, одно зерно. Прошедший матрицу экструдат представлял собой заключенный в индиевую оболочку объект, где каждый из кристаллитов-зерен был в той или иной мере развернут относительно первоначальной оси. При деформации относительно мелкозернистого металла зерна его разворачиваются в текстурном направлении, испытывая противодействие со стороны окружающих его кристаллитов этого же материала. В описываемом же случае, зерно, будучи единственным в сечении заготовки, получило возможность развернуться в выгодном направлении, не испытывая значительного внешнего сопротивления, находясь в рубашке из индия, который начинает течь при очень низких напряжениях. То есть схема реализации БКД позволила кристаллиту в мягкой индиевой оболочке разворачиваться в выгодном направлении без значительных локальных деформаций, приводящих к неравномерной повышенной плотности дефектов. В результате упрочненное состояние металла оказалось устойчивым при нагреве почти до 500°C.

Приведенные выше примеры позволяют сделать вывод, что понижение температуры упрочняющего деформирования совсем не обязательно влечет за собой снижение термоустойчивости упрочненного состояния. Более того, оказывается возможным превысить уровень термоустойчивости, обеспечиваемый другими методами. Но важным условием для достижения успеха является проведение низкотемпературного деформирования в условиях всестороннего сжатия.

1. Одинг И.А. О роли дислокаций в процессе ползучести. – Изв. АН СССР. ОТН, 1948, № 12, с. 1795–1802.
2. Гиндин И.А., Лазарева М.Б., Лебедев В.П., Стародубов Я.Д., Мацевитый В.М., Хоткевич В.И. // Физика металлов и металловедение, 1967. –Т.24, вып. 2. –С. 347-353.
3. Горелик С.С. Рекристаллизация металлов и сплавов, М., «Металлургия», 1967.
4. Гиндин И.А., Козинец В.В., Стародубов Я.Д., Хоткевич В.И. ФММ, 1967, **24**, 149.
5. П.А.Хаймович. На пути к барокриодеформированию. В кн. Перспективные материалы, т.3, ТГУ, МИСиС, 2009, с. 363-406.
6. И.А.Гиндин, Я.Д.Стародубов, М.П.Старолат, П.А.Хаймович. ФММ, т.48, №5, 1979, с.1004-1009.
7. П.А.Хаймович. Известия ВУЗов, 2007, №11, с.13-16.
8. А.В.Мац, П.А.Хаймович. ФТВД, 2009, т.19, №1, с.69-77.
9. Мартынов Е.Д., Береснев Б.И., Булычев Д.К., Родионов К.П., Рябинин Ю.Н. Влияние высокого давления на пластичность и разрушение металлов.- в кн.: Механизм пластической деформации металлов. К.: Наукова думка, 1965, –С. 4-28.
10. В.В.Брык, И.М.Неклюдов, В.И.Соколенко, Я.Д.Стародубов, П.А.Хаймович. Металлофизика и новейшие технологии. 2005, Т.27, №4, с. 551-562.
11. П.А.Хаймович. Патент Украины, №79726, 2007.
12. Ксенофонов В.А., Саданов Е.В., Михайловский И.М., Великодная О.А. Вопросы атомной науки и техники. 2006. №4. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение (89), с.35-37.

ФОРМИРОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ПРИ НАПЛАВКЕ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ НА МАЛОУГЛЕРОДИСТУЮ СТАЛЬ

Капуткин Д. Е.

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

Наплавка на поверхность стали слоя иного химического состава позволяет резко изменить свойства поверхности изделия, повысить его прочность, твердость, износо- и коррозионную стойкость. Азотсодержащие стали в ряде случаев имеют более высокие свойства, чем схожие по составу безазотистые (см., например, [1–3]). Поэтому наплавка таких сталей представляется весьма интересной и перспективной.

В настоящей работе материалом основы служила углеродистая сталь с 0,147 мас.% С, а наплавляемый материал представлял собой сплав Fe–Cr–(Ni, Mn)–N–C (табл. 1). Содержание азота в шихте во всех вариантах наплавки превышало равновесное – то есть предел растворимости азота в жидком металле при атмосферном давлении и температуре, близкой к температуре ликвидус исследованных сталей. В варианте 1 электродом служила пластина из стали X18A1 (Fe – 18%Cr – 1%N). В остальных случаях легирующие элементы (кроме углерода) вводили в виде порошков феррохрома (Fe – ~70%Cr), ферромарганца (Fe – 70%Mn), нитрида хрома CrN, стали X18H10 (Fe – 18%Cr – 10%Ni) и сплава X20H80 (20%Cr – 80%Ni) соответственно, смешанных с жидким стеклом и помещенного в лоток из стали Ст.3. Электрошлаковую наплавку (ЭШН) [4] проводили на постоянном токе обратной полярности под флюсом АН-348-А [5]. Также были исследованы состав и структура материала, получающегося при перекрытии наплавленных слоев: вариант 7 получен двухслойной ЭШН тем же электродом, что и 6.

Таблица 1. Химический состав электрода и наплавленного металла, мас.% (Fe – основа)

№	Состав электрода, % по массе	Электрод					Расположение шихты в элект- роде	Наплавленный металл				
		Cr	Mn	Ni	N	C		Cr	Mn	Ni	N	C
1	Сталь X18A1-100	18	-	-	1	-	Электрод - пла- стина	10,0	-	-	0,136	0,040
2	Ст.3 – 50; FeMn – 24; FeCr – 16; CrN – 10	20	16,5	-	2	0,2	Сверху	3,3	11,2	-	0,047	0,223
3	Ст.3 – 50; FeMn – 24; FeCr – 16; CrN – 10	20	16,5	-	2	0,2	Снизу	5,4	16,8	-	0,058	0,294
4	Ст.3 – 39,5; FeCr – 3,5; X18H10 – 50; CrN - 5	16	-	5,0	1	0,2	Сверху	5,3	-	2,3	0,132	0,136
5	Ст.3 – 39,5; FeCr – 4,9; X18H10 – 52,6; CrN - 3	16	-	5,3	0,6	0,2	Сверху	9,4	-	4,0	0,171	0,112
6	Ст.3 – 75,4; FeCr – 15; X18H80 – 50; CrN – 3	16	-	5,3	0,6	0,2	Сверху	7,8	-	3,6	0,184	0,271
7	Ст.3 – 75,4; FeCr – 15; X20H80 – 6,6; CrN – 3	16	-	5,3	0,6	0,2	Сверху Двухслойная ЭШН	10,0	-	4,6	0,167	0,121

Химический анализ показал, что в ходе ЭШН происходит снижение (по сравнению с материалом электрода) до равновесных значений концентрации азота в наплавленном материале (см. табл. 1). Важно отметить, что чем больше была концентрация азота в шихте, тем меньше его остается в наплавленном материале (ср. варианты 4 и 5 – см. табл. 1). Одновременно со снижением концентрации азота в наплавленном мате-

риале снижается концентрация и других легирующих элементов. Повышение содержания нитрида хрома в шихте приводит к дополнительному снижению концентрации легирующих элементов в наплавленном металле: например, концентрации Cr и Ni в материале после ЭШН по варианту 4 в 1,75 раза ниже, чем по варианту 5, а состав шихты в этих вариантах ЭШН отличается практически только по содержанию CrN (см. табл. 1). Поскольку слой шлака, куда уходят легирующие элементы при наплавке, находится выше металла, то размещение порошков в электроде снизу лотка из стали способствует сохранению легирующих элементов в наплавленном металле (концентрации Cr и Mn в варианте 3 выше, чем в варианте 2). При этом следует отметить, что флюс АН-348-А относится к группе активных восстановительных высококремнистых высокомарганцовистых оксидных флюсов, под которыми при сварке и наплавке безазотистых сталей хром не покидает расплавленный металл, а марганец даже переходит из флюса в металл [5]. Однако удержать легирующие элементы, уносимые сверхравновесным азотом, слой этого флюса не может.

В ходе ЭШН имеет место частичное перемешивание материалов наплавки и основы. В связи с этим, концентрация углерода в наплавленном металле может быть выше, чем в шихте. Это перемешивание также способствует снижению концентрации легирующих в наплавленном металле. Поэтому при двухслойной наплавке (вариант 7) концентрации хрома и никеля в два раза выше, а углерода - ниже, чем при однослойной наплавке в тех же условиях (вариант 6).

При кристаллизации наплавленных материалов имеет место дендритная ликвация легирующих элементов. В наплавленном слое дендриты вытянуты перпендикулярно

Таблица 2. Фазовый состав и твердость HV10 наплавленного металла.

№ варианта ЭШН	ФАЗЫ	Доля остаточного аустенита, об. %	HV10, МПа
1	$\alpha'+\gamma+\text{Cr}_2\text{N}$ (CrN)	7-9	4200
2	$\alpha'+\gamma+\theta+\text{Fe}_2\text{N}_3$	60-93	3800
3	$\alpha'+\gamma+\theta$	2-7	4800
4	$\alpha'+\gamma$	5-35	3900
5	$\alpha'+\gamma+\text{Cr}_2\text{N}$	13-68	3200
6	$\alpha'+\gamma$	1-3	4800
7	$\alpha'+\gamma$	4-5	4500/2800

Примечания: 1) α' – мартенсит; 2) γ – остаточный аустенит; 3) θ – цементит; 4) для объемной доли остаточного аустенита приведены значения по нескольким измерениям; 5) погрешность измерения твердости составляет 150 МПа; 6) для варианта 7 фазовый состав приведен для первого наплавленного слоя, значение твердости в числителе приведено для первого наплавленного слоя, а в знаменателе – для второго.

плоскости наплавки, в зоне перемешивания – параллельно этой плоскости. Во внутренних зонах дендритов химическое травление выявляет пластинчатую структуру, а структура внешних зон дендритов не выявляется. В некоторых случаях в наплавленном металле выявляется протекание вторичной кристаллизации при охлаждении [6]. Рентгенографические исследования показали, что при охлаждении после однослойной ЭШН во всех случаях проходит мартенситное превращение и в структуре присутствуют мартенсит, остаточный аустенит и, в некоторых случаях: варианты 1, 2, 3, 5, – небольшое количество (не более 1-2 об.%) карбидных и/или нитридных фаз (табл. 2). Малая объемная доля фаз внедрения в некоторых случаях не позволила их идентифицировать. Объемные доли остаточного аустенита, оцененные по интегральным интенсивностям дифракционных максимумов аустенита, мартенсита и фаз внедрения [7] (см. табл. 2), сильно зависят от содержания легирующих элементов в наплавленном металле. Так, снижение концентрации Cr до 3,3% при 11,2%Mn и 0,270%(N+C) в материале после ЭШН по варианту 2 повлекло за собой

резкую стабилизацию остаточного аустенита по сравнению с вариантом 3, где хрома на 65% больше. При анализе фазового состава исследуемых материалов необходимо учитывать, что из-за дендритной ликвации концентрация легирующих элементов и, следовательно, соотношение фаз в различных зонах дендритов может сильно различаться.

Твердость наплавленного металла (см. табл. 2) выше, чем твердость основы, равная 1500 МПа. Значения твердости наплавленных материалов определяются их фазовым составом: чем больше доля мартенсита, тем выше твердость. Наплавленный металл обладает более низкой теплопроводностью, чем малоуглеродистая сталь основы, поэтому во втором слое в варианте 7 при охлаждении после ЭШН не прошло мартенситное превращение, и его твердость оказалась значительно ниже, чем у первого.

Использование различных шихтовых материалов для ЭШН при одинаковом общем химическом составе шихты (варианты 4, 5 и 6) привело к значительным различиям в химическом составе, структуре и свойствах наплавленного материала. Поскольку сталь X18N10 имеет температуру ликвидус (1743 К) выше, чем у сплава X20N80 (1663 К [8]), то никельсодержащие компоненты в варианте 5 в ходе ЭШН плавятся позже, чем в варианте 6 и пребывают в расплаве меньшее время. В результате, по-видимому, распределение никеля в вариантах 4 и 5 менее однородно, чем в варианте 6, то есть присутствуют локальные зоны, более обогащенные никелем по сравнению с его средней концентрацией в наплавленном материале. Это и является причиной большей объемной доли остаточного аустенита и меньшей твердости материала, наплавленного по вариантам 4 и 5, по сравнению с вариантом 6. Для повышения однородности наплавленного материала при ЭШН, по-видимому, легирующие элементы (в частности, Ni) необходимо вводить в наиболее легкоплавкой форме.

Список литературы

1. V.G.Gavriljuk, H.Berns. High nitrogen steel: structure, properties, manufacture, applications. Springer, 1999, 378 p.
2. О.А.Баннх, В.М.Блинов, М.В.Костина Структура и свойства низколегированных высокоазотистых мартенситных сталей. // *Металловедение и термическая обработка металлов.* - 2003. - №2. - с. 3-8.
3. V. Prokoshkina, L. Kaputkina, A. Svyazhin, J. Siwka. Structure formation and strengthening of hot deformed nitrogen-containing steels// *Advances in Science and Technology*. 2008, Vol. 56 – pp 116-121.
4. О.А.Баннх, В.М.Блинов, Д.Е.Капуткин, Ю.Н.Сараев. Структура и твердость материала, полученного наплавкой высокоазотистой коррозионностойкой стали на малоуглеродистую сталь. // *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. Украина, Запорожье. - 2001, N 2. - с.25-28.
5. Б.П. Конищев, С.А. Курланов, Н.Н. Потапов, В.Д. Ходаков. Сварочные материалы для дуговой сварки: Справочное пособие: в 2-х т. Т.1. Защитные газы и сварочные флюсы. / Под общей ред. Н.Н. Потапова. // М.: Машиностроение. - 1989.
6. Мовчан Б.А. Границы кристаллитов в литых металлах и сплавах. // Киев: Техніка, 1970. – 212 с.
7. С.С. Горелик, Л.Н. Расторгуев, Ю.А. Скаков. Рентгенографический и электроннооптический анализ. // М.: МИСиС. -1994.
8. Н.И. Ганина, А.М. Захаров. Диаграммы состояния металлических систем. // М.: ВИНТИ. - 1987.

THE PECULIARITIES OF MORPHOLOGY OF SILVER PENTAGONAL MICROCRYSTALS ELECTRODEPOSITED UNDER POTENTIOSTATIC CONDITIONS

Yasnikov I. S., Denisova D. A., Tyurkov M. N., Prokhorov P. E.

Togliatti State University, Togliatti, Russia,
kart2001@rambler.ru

The interest in silver microcrystals is associated with their numerous practical applications some of which are based on bactericidal properties of this metal. Thus, preparations based on colloidal silver were used in the disinfection and conservation of water and, in concentrations of 0.05–0.1 ppm, demonstrated complete sterilization of even water strongly contaminated with bacteria. These properties can be considerably intensified by increasing the specific surface of particles.

Certain results of studying the morphological peculiarities of the structure of silver pentagonal crystals formed at electrocrystallization under galvanostatic conditions are shown in [1]. However, in this case, the maintenance of a constant current during the electroplating actually led to permanent variations of the true current density of crystal growth due to the changes in their overall surface. The present work shows the results of studying the growth of silver microcrystals under the potentiostatic conditions that ensure a constant growth rate in the major period of crystallization.

Solutions used in silver deposition were prepared with distilled water and contained 35 g/l silver nitrate and 150 g/l ammonium sulfate. The solution pH was brought to 9.8–10.0 by adding 25% aqueous ammonia. Reagents were of the reagent grade of purity. Silver was deposited under potentiostatic conditions at the cathodic overpotential in the range from 100 to 120 mV. The potentiostat Micro Compact PRO was developed in the Frumkin Institute of Physical Chemistry and Electrochemistry of the Russian Academy of Sciences and controlled by a computer with the IPC2000 software. The substrate represented mechanically polished stainless steel and covered with titanium nitride by ion-plasma spraying. The morphology of synthesized silver crystals was studied by scanning electron microscopy (LEO 1455 VP).

The problem of electrochemical methods for synthesizing coarse pentagonal silver crystals with good reproducibility is so far debated. Classical experiments by N. Pangarov on the pulse deposition of silver from a nitrate solution onto a platinum substrate [2] have shown that at overpotentials of 100 mV and higher, crystals of the pentagonal symmetry appeared in the deposits.

Our studies confirmed this result and showed that at the same overpotentials (100...120 mV), pentagonal microcrystals were formed at electroplating on steel covered with titanium nitride and the morphology of synthesized objects was unambiguously determined by the overpotential in the given range.

Thus, at $\eta = 100$ mV, the pentagonal microcrystals grew by the layer-by-layer mechanism (Fig. 1a, 1b). The layer-by-layer growth of such crystals proceeded by the propulsion of the crystallization front formed as “terraces” parallel to the crystal surface. This was accompanied by the macroscopic growth in the direction normal to the substrate and the microscopic growth in the tangential direction.

For $\eta = 110$ mV, pentagonal microcrystals with a void inside were revealed (Fig. 1c). The energetics of the formation of a void in a pentagonal crystal of the electrolytic origin during its evolution was considered in [3], and the mechanism of the void formation was proposed in [4]. According to a model [4], an needle like pentagonal crystal represents an isotropic linear elastic cylinder with the coaxial positive disclination of a strength $\omega = 7^\circ 21'$. This disclination induces axial stresses in the cylinder, i.e., compression stresses near the cyl-

inder axis and tensile stresses near its surface. Internal stresses of such nature make the origination of prismatic dislocation loops of subtraction in the cylinder and their ejection outside to form a void at the cylinder end advantageous as regards the energy [4]. At the lower overpotentials, the stresses are less intense and no void forms.

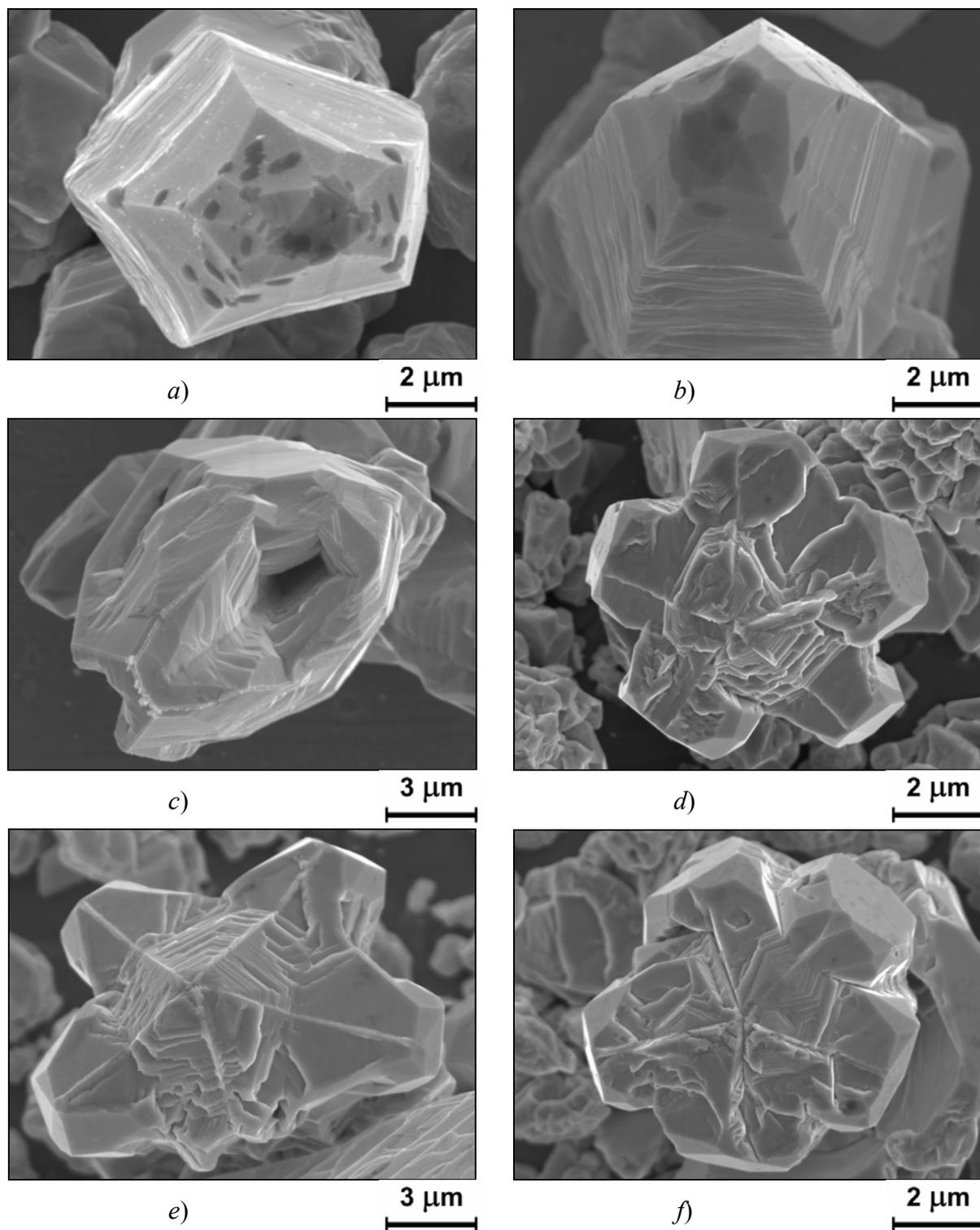


Fig. 1. Pentagonal microcrystals formed at silver electrocrystallization under potentiostatic conditions on an inert substrate: (a – c) pentagonal microcrystals grown by the layer-by-layer mechanism (a, b) without inner void (cathodic overpotential 100 mV) and (c) with a void (cathodic overpotential 110 mV); (d–f) pentagonal “stars” (cathodic overpotential 120 mV).

At $\eta = 120$ mV, the formation of pentagonal “stars” was observed (Fig. 1d-1f). For these objects, the habitus was observed to change due to the active growth by the layer-by-layer mechanism in the sites of maximum concentration of elastic stresses, i.e., near defects of the disclination type (axis of 5-fold symmetry) (Fig. 1d, 1e) and in the vicinity of the twin boundary (Fig. 1f). It deserves mention that in our earlier experiments on copper plating, the above morphology was not revealed and thus is observed here for the first time.

Thus, by varying the cathodic overpotential, it is possible to obtain silver microcrystals with different morphology. The shown experimental results on the dependence of the revealed morphological types on the cathodic overpotential are well reproducible and, hence, allow one to unambiguously determine the technology of their synthesis. Some of the formed morphological types are promising for practical use due to the unique biocide properties of silver.

Acknowledgments

This study was supported by the Analytical Targeted Program «Development of Scientific Potential of Higher Education» of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (project no. 2.1.1/1271); Federal Targeted Program «Scientific and Educational Personnel of Innovative Russia» (state contract no. П2620) and Grant of President of Russia Federation for State Support of Young Russian Scientists – Doctor of Science (project no. МД-902.2010.8)

References

1. I. S. Yasnikov, I. I. Tsybuskina Morphology of Silver Single Crystals Obtained by Electrodeposition // Technical Physics. – 2008. – Vol. 53, No. 11. – P. 1515 – 1518.
2. N. A. Pangarov Crystal Growth // Moscow: Nauka, 1974 [in Russian].
3. I. S. Yasnikov, A. A. Vikarchuk Evolution of the Formation and Growth of a Cavity in Pentagonal Crystals of Electrolytic Origin // Physics of the Solid State – 2006. – Vol. 48, No. 8. – P. 1433 – 1438.
4. A. L. Kolesnikova, A. E. Romanov Stress relaxation in pentagonal whiskers // Technical Physics Letters – 2007. – Vol. 33, No. 10. – P. 886 – 888.

THE EXPERIMENTAL PROOF OF THE EVOLUTION OF ELECTROLYTIC SILVER MICROCRYSTALS THROUGH HIGH-TEMPERATURE STATE

Yasnikov I. S., Prokhorov P. E., Denisova D. A., Tyurkov M. N.

*Togliatti State University, Togliatti, Russia,
kart2001@rambler.ru*

Based on experimental data on the electrodeposition of metals, a model was previously proposed according to which the structure, dimensions, shapes, and scenario of the development of microcrystals during their electrolytic growth are determined by features of the mass and heat transfer in the crystalline islands formed in the initial stages of electrocrystallization [1]. An analysis of the results obtained in [1] shows that, irrespective of the regime of electrodeposition, the temperature in a growing island exhibits a sharp increase in a certain interval of its dimensions and can reach the melting point. After attaining a maximum value, the temperature of the growing microcrystal sharply drops to a substrate temperature level already when the island size is doubled compared to that at the onset of temperature increase. It was pointed out [1] that a maximum temperature in the growing island can be reached by

varying the heat transfer conditions, in particular by increasing the local current density and/or decreasing the thermal conductivity of the substrate.

An experimental proof of the local increase and subsequent drop in the temperature during evolution of the growing island was presented in [2], where it was demonstrated that a change in the crystal habit of pentagonal small particles of copper in the course of electrodeposition was determined by the conditions of heat exchange with the substrate. However, that proof was indirect and, hence, an independent experimental proof would allow the aforementioned behavior of the temperature to be considered more reliably substantiated. This work presents such experimental evidence, which was obtained in investigations of the microcrystals of silver grown using the method of electrodeposition.

The electrodeposited silver microcrystals were obtained using an electrolyte based on a silver nitrate solution, which contained 35 g/l AgNO_3 , 150 g/l ammonium sulfate $(\text{NH}_4)_2\text{SO}_4$, and 25% aqueous ammonia NH_4OH in an amount corresponding to pH 9.8–10.0. The electrodeposition of silver was carried out in a potentiostatic regime with a cathode overvoltage of $\eta = 80 \dots 200$ mV. The substrates were made of polished stainless steel with ion plasma sprayed titanium nitride coating. The morphology of electrolytically grown silver crystals was studied by scanning electron microscopy (SEM) on a LEO 1455 VP instrument.

SEM investigation of the surface of silver microcrystals showed that the variety of morphological forms includes microcrystals with voids (Fig. 1). These microcrystals had the shape of either regular polyhedra (Fig. 1a) or pentagonal microcrystals with defects of the disclination type (Fig. 1b). In order to obtain contrast images of the surface of voids in microcrystals, it was necessary to increase the yield of secondary electrons from this surface to the detector. For this purpose, the sample holding table on which a substrate with microcrystals was mounted was oriented at a certain angle relative to the probing electron beam. This angle was experimentally chosen so as to ensure the optimum image contrast. Fairly high contrast was provided when the table surface deviated by $\sim 8^\circ - 10^\circ$ from the horizontal position.

SEM images obtained with good contrast showed that the surface of voids in microcrystals exhibits pronounced dendrite morphology (Fig. 2). The formation of dendrites during electrodeposition is possible as a result of the accelerated crystallization under strongly non-equilibrium conditions [3, 4]. There are two possible mechanisms by which dendrites are formed [3, 4], i.e., (i) due to the excess of adatoms that build into the crystal lattice and (ii) as a result of the heating of a growing microcrystal up to the melting point followed by rapid cooling, that is, under the conditions of accelerated crystallization. Let us consider the probability of each mechanism in more detail.

(i) A crystal with a void is analogous to the Faraday cage or an electrostatic screen [5]. According to the Faraday theorem, the electric field vanishes inside a hollow metal object and, hence, adatoms cannot be supplied to the void, the more so in excess amount. Therefore, the formation of dendrites in the void in a silver microcrystal according to the first mechanism is unlikely.

(ii) As is known, the heating of a metal to the melting point followed by rapid cooling (quenching) can lead to retention of an amorphous state. However, the ability of pure metals to amorphization is only manifested at a very high rate of cooling. For example, in pure nickel this rate is on the order of $\sim 10^{10}$ K/s [6].

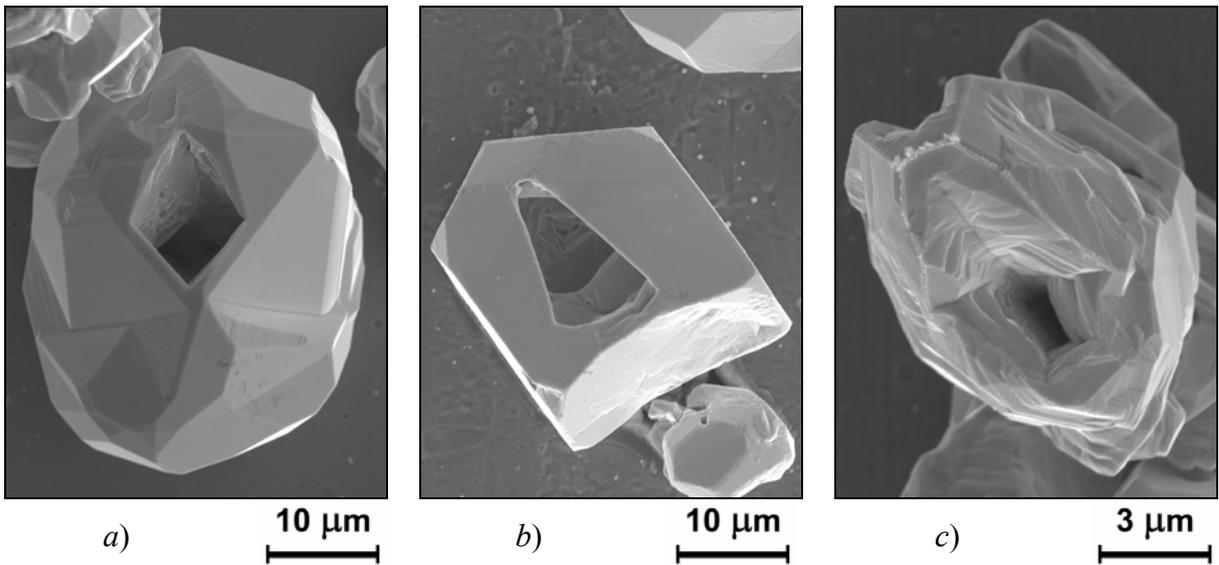


Fig. 1. SEM images of electrodeposited silver microcrystals with voids: (a, b) crystals having a polyhedral habit; (c) crystal containing a disclination type defect.

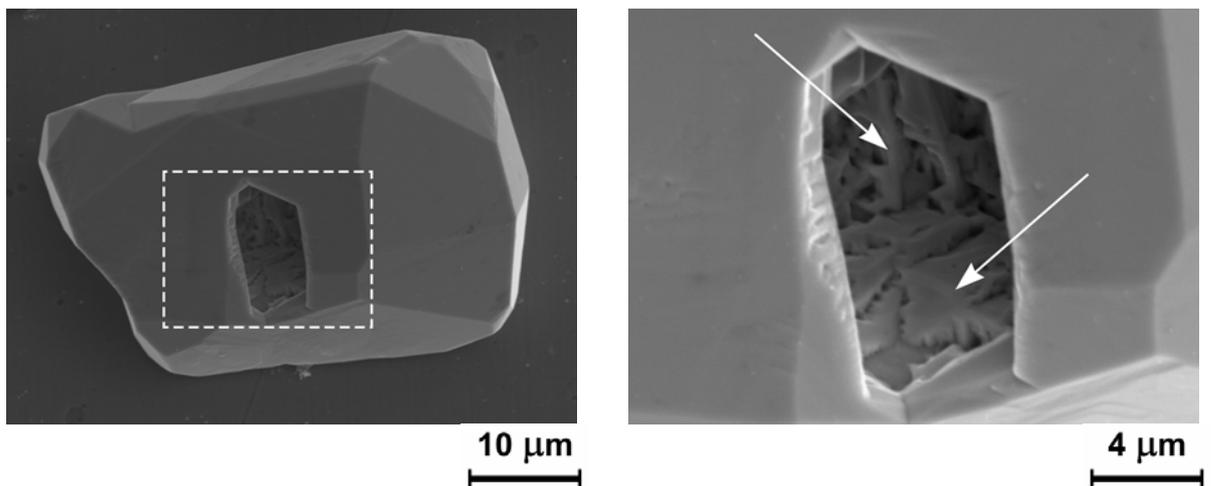


Fig. 2. Dendrite morphology of the void surface revealed by SEM in an electrodeposited silver microcrystal: (a) SEM image of a silver microcrystal with a void (dashed square indicates the region presented on a greater scale in micrograph (b)); (b) SEM image with improved contrast, which reveals dendrites (indicated by arrows) in the void.

Estimations based on an analysis of the equations describing the temperature controlled evolution of growing islands according to model [1] show that the period of time during which the island occurs at a high temperature is within $10^{-3} \dots 10^{-1}$ s [7] and, on cooling from the high temperature state at $\sim 10^3$ K, the cooling rate amounts to $\sim 10^4 \dots 10^6$ K/s. This cooling rate is by no means sufficient for retaining the amorphous state in a pure metal. Nevertheless, the process of crystallization at these rates possesses a strongly nonequilibrium character, which can result in the formation of dendrites [4]. For example, the formation of fractal structures (dendrites) in some alloys (in particular, of the Fe-B system) was observed in experiments and confirmed by computer simulations at a cooling rate of about 10^6 K/s [8].

Thus, dendrites can form in the voids of electrodeposited microcrystals as a result of the local increase and subsequent drop in the temperature during evolution of the growing islands [9]. SEM images (Fig. 2) provide additional evidence for the validity of a model proposed

previously [1], according to which the formation of regular and pentagonal crystals is only possible if the evolution of a growing island passes via a high temperature state.

Acknowledgments

This study was supported by the Analytical Targeted Program «Development of Scientific Potential of Higher Education» of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (project no. 2.1.1/1271); Federal Targeted Program «Scientific and Educational Personnel of Innovative Russia» (state contract no. 112620) and Grant of President of Russia Federation for State Support of Young Russian Scientists – Doctor of Science (project no. МД-902.2010.8)

References

1. A. A. Vikarchuk, I. S. Yasnikov Specific Features of Mass and Heat Transfer in Microparticles and Nanoparticles Formed upon Electrocrystallization of Copper // *Physics of the Solid State* – 2006. – Vol. 48, No. 3. – P. 577 – 580.
2. I. S. Yasnikov, A. A. Vikarchuk Effect of Heat Exchange on the Habit of Electrodeposited Pentagonal Microcrystals // *Technical Physics Letters*. – 2006. – Vol. 32, No. 10. – P. 825 – 826.
3. Yu. D. Gamburg Electrochemical Crystallization of Metals and Alloys // *Yanus-K*, Moscow, 1997 [in Russian].
4. W. C. Winegard An Introduction to the Solidification of Metals // *Institute of Metals*, London, 1964.
5. D. V. Sivukhin, General Course of Physics, Vol. 3: Electricity // *Fizmatlit*, Moscow, 2002, pp. 50–56 [in Russian].
6. K. Suzuki, H. Fujimori and K. Hashimoto Amorphous Metals // *Tokyo*, 1982.
7. I. S. Yasnikov Mechanism of the Formation of Cavities in Icosahedral Metallic Small Particles of Electrolytic Origin // *Physics of the Solid State* – 2007. – Vol. 49, No. 7. – P. 1224 – 1228.
8. L. P. Tarabaev, V. O. Esin // *Russian Metallurgy (Metally)* – 2007. – No. 6. – P. 478.
9. I. S. Yasnikov One Experimental Proof of the Evolution of Electrodeposited Microcrystals via a High-Temperature State // *Technical Physics Letters*. – 2009. – Vol. 35, No. 12 – P. 1097 – 1099.

THE POSSIBILITY OF THE OPENING OF CAVITIES IN SMALL ICOSAHEDRAL ELECTROLYTIC-METAL PARTICLES BY INCREASING THE TEMPERATURE

Yasnikov I. S., Denisova D. A., Prokhorov P. E.

*Togliatti State University, Togliatti, Russia,
kart2001@rambler.ru*

Previous investigations show that a disclination is present at the center of small icosahedral electrolytic copper particles and it can lead to the formation of a cavity in them. On the basis of these investigations, an effective technique was developed for the opening of internal cavities in small icosahedral particles by chemical etching of their surface [1]. This technique underlies a filter that is a metallic mesh microframe with an adsorbing layer consisting of small metal particles with a cavity [2].

However, the chemical etching of the surface of small particles that leads to the opening of the cavity is sometimes inconvenient in applications, because it is impossible to completely remove the etchant components after the opening procedure and the presence of these components changes the adsorption properties of the mesh filter [2].

The aim of this work is the justification of alternative accessible technology for the opening of cavities in small particles and electrolytic microcrystals with six fifth-order symmetry axes.

As shown in [1], the pressure on the inner surface of a small hollow icosahedral particle that is due to the fields of elastic stresses associated with a disclination defect is given by the formula:

$$P_{ISP} = \frac{3Ga(1+\xi^2)}{10R_1(1-\xi^3)} + \frac{2G\kappa^2(1+\nu)}{9(1-\nu)} \cdot \left(1 - \frac{9\xi^3 \ln^2 \xi}{(1-\xi^3)^2} \right) \quad (1)$$

Here, $\xi = R_0/R_1$ is a dimensionless parameter, where R_0 is the radius of the cavity in the small icosahedral particle and R_1 is the outer radius of the small icosahedral particle; κ is the Marks–Ioffe disclination power; and ν - is the Poisson ratio. The maximum mechanical stress that does not lead to the destruction of the small icosahedral particle is given by the expression:

$$P_{MAX} = 2\sigma(1-\xi) \quad (2)$$

where σ is the ultimate tensile strength of the small icosahedral particle.

The possibility of the opening of a cavity in the small icosahedral particle is determined by the sign of the function $\Delta P = P_{ISP} - P_{MAX}$. If $\Delta P < 0$, pressure caused by the fields of elastic stresses associated with the disclination defect is lower than the ultimate tensile strength of the shell of the small icosahedral particle; hence, the shell does not rupture. If $\Delta P > 0$, the shell of the small icosahedral particle «opens».

The heating of the substrate or metal mesh microframe containing small icosahedral particles is proposed as a technology for the opening of the cavity in the small icosahedral particle alternative to chemical etching. The mechanical characteristics (shear modulus G and ultimate strength σ) of a small icosahedral particle change in the process of heating. The temperature dependence $G(T)$ and $\sigma(T)$ for copper are interpolated in the range $T = 300 \dots 1000$ K by polynomials on the basis of the table data presented in [3]. Then, the temperature behavior of the function:

$$\Delta P = \frac{3a(1+\xi^2)}{10R_1(1-\xi^3)} \cdot G(T) + \frac{2G\kappa^2(1+\nu)}{9(1-\nu)} \cdot \left(1 - \frac{9\xi^3 \ln^2 \xi}{(1-\xi^3)^2} \right) \cdot G(T) - 2(1-\xi) \cdot \sigma(T) \quad (3)$$

is analyzed for electrolytic copper ($a = 0.36 \text{ nm} = 3.6 \cdot 10^{-10} \text{ m}$; $\nu = 0,34$; $\kappa = 0,12$; $R_1 = 0,1 \dots 10 \text{ }\mu\text{m}$).

As an example, Fig. 1 shows the plots of the dependences $\Delta P(\xi)$ for three temperature values. On the basis of the analysis, the «zeros» of the function $\Delta P(\xi)$ are plotted for various temperatures in the range $T = 300\text{--}1000$ K in Fig. 2. Since the zeros of the function $\Delta P(\xi)$ determine the extreme pressure on the inner shell at which it begins to open, the line of the zeros of the function $\Delta P(\xi)$ divides the (T, ξ) plane into two regions: the region of the stability and the region of the opening of the small icosahedral particle with respect to heating to a given temperature.

The investigations reported above justify the possibility of opening of cavities in small icosahedral particles of electrolytic copper by increasing the temperature. This fact will provide an accessible method for increasing the effective area of the surface of the absorption layer consisting of these particles deposited on various bases.

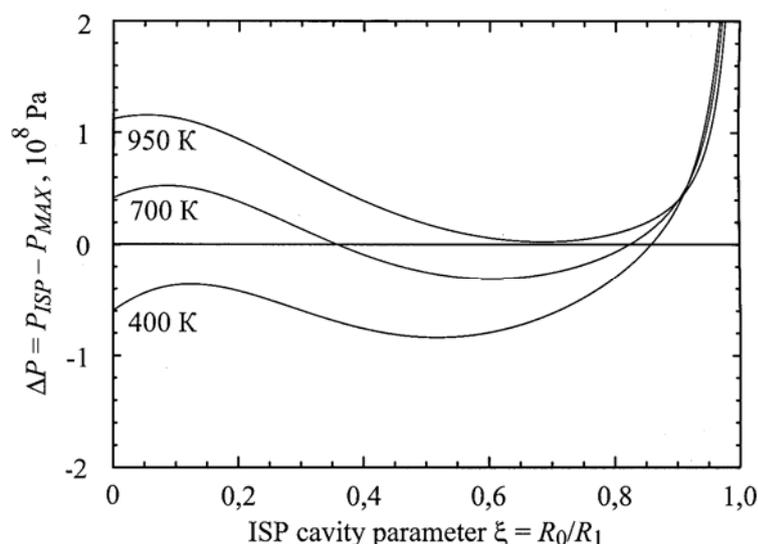


Fig. 1. Quantity ΔP vs. the cavity parameter $\xi = R_0/R_1$ of the small icosahedral particle for three temperatures.

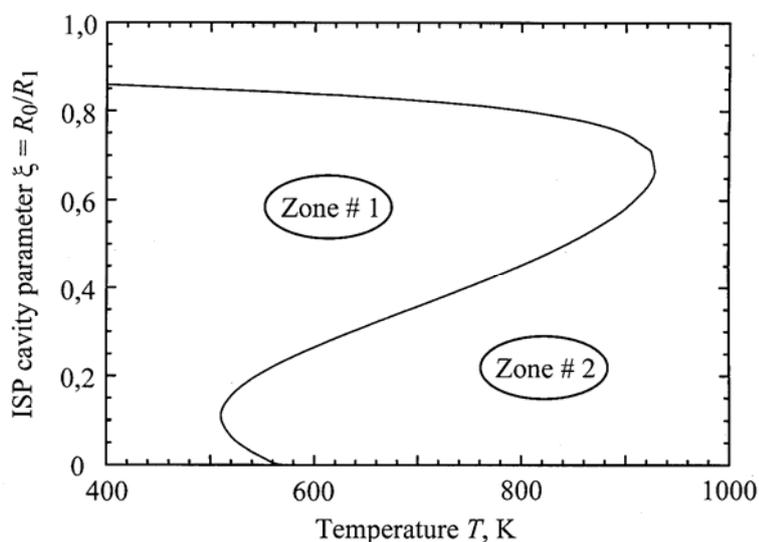


Fig. 2. Diagram of the «zeros» of the function $\Delta P(\xi)$ in a temperature range of 400–1000 K (zone 1 is the region of the stability of the small icosahedral particle and zone 2 is the region of the opening of the small icosahedral particle with respect to the heating to a given temperature).

Acknowledgments

This study was supported by the Analytical Targeted Program «Development of Scientific Potential of Higher Education» of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation (project no. 2.1.1/1271) and Grant of President of Russia Federation for State Support of Young Russian Scientists – Doctor of Science (project no. МД-902.2010.8)

1. I. S. Yasnikov, A. A. Vikarchuk Voids in Icosahedral Small Particles of an Electrolytic Metal // JETP Letters – 2006. – Vol. 83, No. 1. – P. 42 – 45.
2. I. S. Yasnikov, A. A. Vikarchuk, D. A. Denisova et al. Electrodeposition of Nanostructure Objects with Pentagonal Symmetry // Technical Physics. – 2007. – Vol. 52, No. 10. – P. 1328 – 1331.
3. L. V. Tikhonov, V. A. Kononenko, G. I. Prokopenko, V. A. Rafalovskii Structure and Properties of Metals and Alloys (Mechanical Properties of Metals and Alloys) // Naukova Dumka, Kiev, 1986 [in Russian].

УПРОЧНЕНИЕ ТИТАНА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ БОРОАЛИТИРОВАНИЕМ И ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Карпий С. В., Будовских Е. А., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е.

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

Электровзрывное легирование (ЭВЛ) состоит в изменении структурно-фазовых состояний и свойств металлов и сплавов путем оплавления и насыщения поверхности импульсной плазменной струей, сформированной из продуктов электрического взрыва проводников. Обладая рядом достоинств, плазменные способы поверхностного легирования, и в частности ЭВЛ, приводят к формированию резких градиентов по глубине зоны легирования и на границе с зоной термического влияния, сопровождаются незавершенностью структурно-фазовых превращений. В случае ЭВЛ ограничения области его возможного практического использования связаны также с формированием высококоразвитого рельефа поверхности. Анализ состояния проблемы показывает, что ее решение в случае ЭВЛ возможно при использовании дополнительной электронно-пучковой обработки (ЭПО) поверхности обработки. Вместе с тем, работы, выполненные в настоящее время по изучению результатов совместного использования ЭВЛ и ЭПО, еще не позволяют выработать развитые модельные представления о процессах и механизмах упрочнения. Целью настоящей работы было установление закономерностей влияния ЭПО на рельеф поверхности, строение и структурно-фазовые состояния и свойства зоны ЭВЛ технического титана после электровзрывного бороалитирования.

В результате выполнения работы показано, что ЭПО поверхности электровзрывного бороалитирования приводит к сглаживанию рельефа, образованного вследствие оплавления поверхности, конвективного перемешивания расплава под давлением плазменной струи, конденсации на поверхности из тыла струи капельного компонента продуктов взрыва алюминиевой фольги и частиц порошка аморфного бора, вводимого в струю при обработке. Происходит залечивание микротрещин и микропор. Сканирующая электронная микроскопия поперечных шлифов показала, что по глубине зоны комбинированного воздействия располагаются три слоя, закономерно связанные друг с другом: приповерхностный слой, граница которого определяется глубиной ЭПО; промежуточный слой с измененным фазовым составом, вызванным ЭВЛ; слой термического влияния, в котором упрочнение достигается вследствие структурно-фазовых изменений основы сплава. Общая глубина зоны воздействия при электровзрывном бороалитировании и последующей ЭПО составляет 60 мкм. При этом тонкий нанокompозитный слой вблизи поверхности обработки и тонкий наноструктурный слой на границе с основой, характерные для ЭВЛ, не обнаружены. Установлено, что упрочнение достигается вследствие формирования многофазной структуры, содержащей нано- и микрокристаллические частицы интерметаллидов системы титан–алюминий, а также бориды алюминия и титана различной морфологии. Исследования позволили определить режимы комбинированной обработки технически чистого титана, приводящие к кратному повышению функциональных свойств. После электровзрывного бороалитирования и последующей ЭПО микротвердость поверхности возрастает в пять, а износостойкость в условиях сухого трения скольжения в семь раз по сравнению с исходным состоянием.

Работа выполнена при поддержке Федеральной целевой программы «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П332), Аналитической ВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» на 2009–2010 гг. (проект 2.1.2/546).

ОСОБЕННОСТИ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ

Ващук Е. С., Романов Д. А., Будовских Е. А., Громов В. Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
Новокузнецк, Россия, vaschuk@bk.ru

Электровзрывное легирование (ЭВЛ) – способ модификации структурно-фазовых состояний поверхностных слоев металлов и сплавов, суть которого заключается в электрическом взрыве проводника, формировании из продуктов взрыва многофазной плазменной струи, оплавлении ею поверхности и насыщении расплава продуктами взрыва с последующей самозакалкой.

Целью настоящей работы является изучение особенностей поверхности стали 45 в отожженном состоянии после электровзрывного боромеднения в различных режимах.

Легирование проводили в режимах, которые обеспечивали поглощаемую плотность мощности q , равную 5,5; 6,5; 7,5 ГВт/м². Взрываемые медные фольги имели толщину 20 мкм и массу 100 мг. В области взрыва размещали порошок аморфного бора массами 20 и 60 мг. Площадь обрабатываемой поверхности стали 45 составляла 3 см².

Рельеф поверхности стали после ЭВЛ изучали с помощью оптический интерферометра Zygo NewViewTM 7300 в пределах базовой длины профиля $l = 0,7$ мм.

Профилограммы поверхности стали после ЭВЛ показывают наличие на ней развитого рельефа, который образуется в результате осаждения конденсированных частиц тыла струи, а также конвективного течения оплавленных слоев. После боромеднения с массой порошка $m = 20$ мг среднее значение параметра шероховатости Ra составляет 2,3 мкм при $q = 5,5$ ГВт/м² и увеличивается до 2,6 и 2,8 мкм при $q = 6,5; 7,5$ ГВт/м², соответственно. При этом средние значения наибольшей высоты неровностей профиля R_{max} составляют 53,1; 65,6; 65,4 мкм. При увеличении массы порошка бора до 60 мг соответствующие значения Ra равны 6,4; 5,5; 4,2 мкм, а R_{max} – 52,7; 58; 45 мкм. Отсутствие явной зависимости параметров шероховатости от поглощаемой плотности мощности обусловлено случайным выбором участков для измерения и их небольшим размером по сравнению с обработанной поверхностью. Однако, при увеличении массы порошка бора в 3 раза, класс чистоты поверхности изменяется с 6 на 5, согласно ГОСТу 2789–59. Это можно связать с тем, что происходит взаимодействие частиц бора и продуктов электровзрыва медной фольги и образование из них конгломератов, движущихся в тылу струи. Оседая на поверхности зоны легирования, они деформируются, растекаясь по поверхности. При этом на их вершинах формируются тонкие выступы, по высоте сопоставимые с толщиной зоны легирования (до 30 мкм). Эти выступы могут быть легко удалены механической полировкой. Дополнительное выравнивание поверхности может эффективно достигаться электронно-пучковой обработкой [2]. Использование дополнительного электронно-пучкового оплавления может расширить практическое применение данного метода.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантами РФФИ (проекты №№ 08-02-00024-а, 10-07-00172-а) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П332).

1. Структура и свойства перспективных металлических материалов. / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, А.А. Викарчук и др.: Под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск: Изд-во НТЛ, 2007. С. 345–382.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСУБЗЕРЕННОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУР В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ Ti-Ni И Ti-Nb

Прокошкин С. Д.¹, Браиловский В.², Короткицкий А. В.¹, Инаекян К. Э.², Глезер А. М.³, Дубинский С. М.^{1,2}, Шереметьев В. А.¹

¹Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия, prokoshkin@tmo.misis.ru

²Ecole de Technologie Superieure, Montreal, Canada, vbrailovski@etsmtl.ca

³Институт металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова ЦНИИЧМ им. И.П.Бардина, Москва, Россия, a.glezer@mail.ru

Применение к сплавам с памятью формы (СПФ) на основе никелида титана схемы термомеханической обработки (ТМО), включающей интенсивную пластическую деформацию (ИПД, истинная деформация $e = 1.5-2$) прокаткой и последеформационный отжиг (ПДО), приводит к формированию нанокристаллической структуры (НКС) [1-3]. При оптимальном размере нанокристаллов – 40–80 нм реализуется комплекс основных функциональных свойств СПФ (комбинация реактивного напряжения и полностью обратимой деформации), значительно превосходящий достигаемый за счет «лучшей» традиционной ТМО, включающей умеренную пластическую деформацию ($e=0.3-0.5$) и формирующей в результате ПДО полигонизованную (в т.ч. «наносубзеренную», НСС) дислокационную субструктуру (ПСС) в аустените [1-3]. В то же время многоцикловые термомеханические испытания СПФ Ti-Ni по схемам: «многократное свободное восстановление формы», «многократное восстановление формы под постоянной нагрузкой», «многократная генерация-релаксация реактивного напряжения» и «многократное сверхупругое механоциклирование», показали, что преимущество НКС сохраняется при небольшом числе циклов (примерно до $N = 100$); при дальнейшем увеличении числа циклов степень исходной деформации, оптимальная с точки зрения усталостных функциональных характеристик, постепенно уменьшается до $e = 0.75-1.0$ [4], чему соответствует формирование при ПДО смеси НКС+НСС в аустените [1,2].

СПФ на основе систем Ti-Nb-Ta, Ti-Nb-Zr обладают не столь высокими функциональными свойствами, как традиционные СПФ на основе Ti-Ni, но при этом не содержат токсичных компонентов. Поэтому они рассматриваются как перспективные материалы для медицинских имплантов, биомеханически и биохимически совместимых с костными тканями [5,6]. Применение ТМО к этим сплавам также эффективно и при определенных режимах ПДО позволяет реализовать весьма низкий модуль Юнга и сверхупругое поведение.

В этой связи представляет интерес систематическое изучение структуры и субструктуры СПФ Ti-Ni и Ti-Nb-Ta,Zr, формирующейся в аустените (B2-фазе Ti-Ni, β -фазе Ti-Nb-Ta,Zr) в результате ПДО после холодной деформации на разные степени, т.е., в том состоянии, которое определяет конечные функциональные свойства. В настоящей работе исследовали сплавы Ti-50.26Ni и Ti-20.8Nb-5.5Zr (ат. %). Образцы сплава Ti-Ni в виде проволоки диаметром 1 и 2.5 мм закаливали в воде от 700°C (контрольная обработка, рекристаллизованное состояние аустенита) и прокатывали в холодную с истинными степенями деформации $e = 0.25-1.9$ затем проводили ПДО при 400 и 450°C, 1 ч. Образцы сплава Ti-Nb-Zr в виде пластин размером 2x6x(30-50) мм закаливали от 900°C в воде, после чего прокатывали в холодную до $e = 0.28$ и 2.0. ПДО проводили при температурах 450, 500, 550, 600 и 750°C, 1 ч. Рентгенографическое исследование проводили на дифрактометрах “PANalytical X’pert Pro” и ДРОН-3, электронно-микроскопическое исследование – на микроскопах “JEOL-2100” и “Tesla BS-540”.

Умеренная холодная пластическая деформация ($e = 0.3$) прокаткой сплава Ti–50.26%Ni приводит к формированию развитой дислокационной субструктуры мартенсита и аустенита. При этой степени деформации уже появляются отдельные наноразмерные фрагменты и зерна. При дальнейшем увеличении степени деформации до $e = 1.9$ области с развитой дислокационной субструктурой постепенно почти полностью заменяются смешанной нанокристаллической и аморфной структурой. Отжиг сплава Ti–50.26Ni при 400°C после умеренной деформации приводит к формированию наносубзеренной полигонизованной субструктуры аустенита, наследуемой при охлаждении R-фазой и B19' - мартенситом (рис. 1а). С ростом исходной степени деформации полигонизованная субструктура постепенно заменяется нанокристаллической структурой аустенита, которая при исходной деформации $e = 1.5$ и выше становится основной структурной составляющей после отжига при 400°C (рис. 1б). Доли полигонизованной субструктуры и нанокристаллической структуры после отжига при 400°C в случае исходной деформации $e = 0.75 \dots 1.0$ примерно одинаковы. При этом области с полигонизованной субструктурой субмикронного размера чередуются с областями нанокристаллической структуры. Повышение температуры ПДО с 400 до 450°C приводит к росту зерен нанокристаллической структуры примерно в два раза, но они не выходят из наноразмерного диапазона. Результаты рентгенографического исследования согласуются с данными электронномикроскопического анализа. Ширина рентгеновской линии аустенита $\{110\}B2$ при ПДО до 500°C после всех исходных деформаций остается значительно большей, чем после контрольной закалки, что свидетельствует о сохранении высокой концентрации дефектов решетки в аустените.

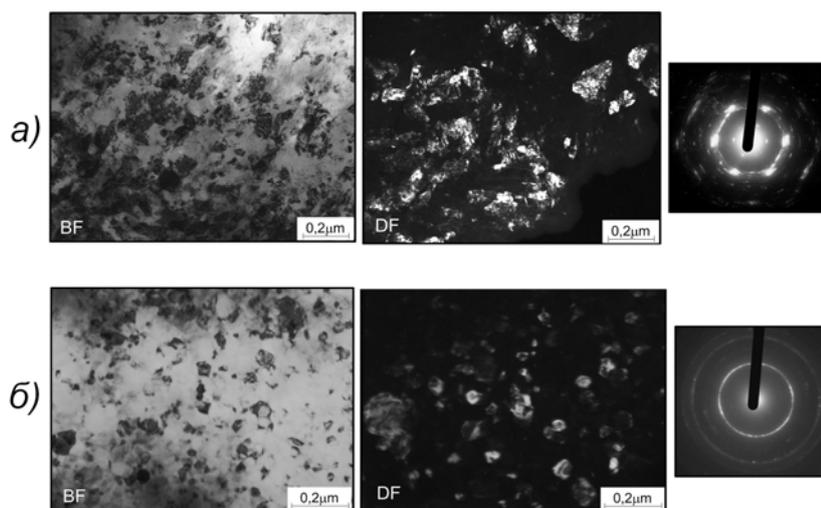


Рис. 1. Структура сплава Ti–50.26%Ni после холодной деформации и отжига при 400°C (светлое поле, темное поле, электронная дифракция). а – исходная $e = 0.3$, б – $e = 1.9$.

Холодная деформация сплава Ti–Nb–Zr приводит к формированию в β -аустените развитой дислокационной субструктуры, а в случае интенсивной деформации ($e=2$) – и нанокристаллической структуры. Аморфизация структуры при этом, в отличие от сплавов Ti–Ni, не происходит. После ПДО при 450°C существенных изменений в дислокационной субструктуре не происходит. В ходе ПДО при 500°C после умеренной деформации ($e = 0.28$) формируется полигонизованная субструктура (ПСС) («наносубзеренная»: размер субзерен 20–100 нм), подобная показанной на рис. 1а. При повышении температуры ПДО до 550°C субзерна растут, оставаясь в наноразмерном диапазоне (50–150 нм), а после ПДО при 600°C их размер увеличивается до 200–500 нм. После ПДО при 750°C структура β -фазы рекристаллизованная. ПДО при 500°C после интенсивной деформации формирует смешанную наносубзеренную + нанокристаллическую структуру (рис. 2). После ПДО при 550°C и затем 600°C характер структуры не изменя-

ется, но размер зерен НКС и субзерен ПСС увеличивается и при 600°C выходит из нано-диапазона. Ширина рентгеновской линии $\{110\}\beta$ после ПДО при 450°C изменяется мало, при дальнейшем повышении температуры ПДО она резко уменьшается, после ПДО при 600°C приближается к уровню контрольной закалки, а после ПДО при 750°C достигает его, что согласуется с изменением дефектности решетки, выявляемой электронномикроскопически.

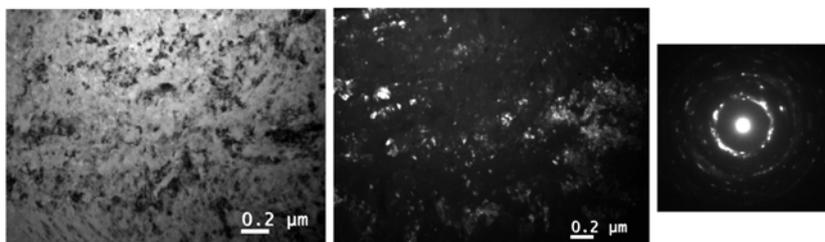


Рис. 2. Структура сплава Ti–20.8Nb–5.5Zr после деформации $e = 2.0$ и отжига 500°C.

Выводы

- В СПФ Ti–50.26%Ni при отжиге (400°C) после умеренной деформации ($e = 0.3$) формируется наносубзеренная полигонизованная субструктура, а после интенсивной деформации ($e = 1.5–1.9$) – нанокристаллическая структура. В результате ПДО после деформации с промежуточными степенями ($e = 0.75–1.0$) формируется смешанная наносубзеренная + нанокристаллическая структура в примерно одинаковом количестве. Размеры зерен и субзерен остаются в нано-диапазоне при ПДО до 450°C.

- СПФ Ti–20.8Nb–5.5Zr в ходе холодной деформации, в отличие от сплавов Ti–Ni, не аморфизуется, процессы последеформационного разупрочнения в нем развиваются медленнее, чем в сплаве Ti–Ni. Полигонизация после умеренной деформации ($e=0.28$) происходит при ПДО выше 450°C. После ПДО при 500°C формируется наносубзеренная полигонизованная субструктура, после ПДО при 550 °C размер субзерен растет, достигая границы нано- и субмикро-диапазонов, а после ПДО при 600 °C выходит из нано-диапазона. Рекристаллизация развивается при ПДО выше 600°C. Отжиг после ИПД ($e=2$) приводит к формированию смешанной наносубзеренной и нанокристаллической структуры. С повышением температуры отжига зерна и субзерна в этой структуре растут, выходя в субмикро-диапазон при 600°C.

Настоящее исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, Natural Science and Engineering Research Council of Canada.

Список литературы

1. Прокошкин С.Д., Браиловский В., Хмелевская И.Ю. и др. //МиТОМ. – 2005. - №5. – С. 24-29.
2. Brailovski V., Prokoshkin S.D., Inaekyan K.E. et al // Mater. Trans. JIM. – 2006. – V. 47. – No. 3. – P.795-804.
3. Prokoshkin S.D., Brailovski V., Inaekyan K.E. et al //Mater. Sci. Eng. A. – 2008. – V. 481-482. – P.114-118.
4. Demers V., Brailovski V., Prokoshkin S., Inaekyan K. //Mater. Sci. Eng. A. – 2009.- V. 513-514. – P.185-196.
5. Kim H.Y., Ikehara Y., Kim J.I. et al //Acta Mater. – 2006. – V. 54. – P.2419-2429.
6. Miyazaki S., Kim H.Y., Hosoda T. //Mater. Sci. Eng. A. – 2006. – V. 438-440. – P. 18-24.

НАВЕДЕНИЕ АНОМАЛЬНО ВЫСОКОЙ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ Ti–Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Рыклина Е. П., Прокошкин С. Д., Чернавина А. А., Крейцберг А. Ю.

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

Функциональные свойства (ФС) сплавов с памятью формы (СПФ) на основе Ti–Ni, базирующиеся на параметрах эффекта памяти формы (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ), определяются сочетанием ряда факторов: структуры высокотемпературной фазы, последовательности превращений, термомеханических параметров процесса наведения ЭПФ и ОЭПФ. Закономерности формирования структуры в И2-аустените этих СПФ при использовании схемы низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО) с последеформационным отжигом и их связь с ФС исследованы достаточно полно [1–3].

Настоящую работу проводили с целью изучения влияния исходной структуры В2-аустенита (наносубзеренной, нанокристаллической, субмикрокристаллической и рекристаллизованной), фазы Ti_3Ni_4 , выделяющейся при старении, и параметров внешних воздействий при наведении ЭПФ и ОЭПФ на их реализацию в СПФ Ti–Ni, и изыскания дополнительных возможностей управления этими свойствами в готовых изделиях.

Исследовали сплавы Ti–50,7 ат.%Ni (стареющий) и Ti–50,0 ат.%Ni (нестареющий) в различных структурных состояниях. Сплавы подвергали низкотемпературной термомеханической обработке (НТМО) волочением с умеренной деформацией ($e = 0.3$) и интенсивной пластической деформации (ИПД) прокаткой ($e = 1.55$). Последеформационный отжиг (ПДО) проводили в диапазоне температур 250–600 °С в течение 30 мин – 10 ч для получения разных структурных состояний. В качестве контрольной обработки (КО) служила закалка от 700 °С (рекристаллизованное состояние аустенита).

Наведение эффекта памяти формы (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ) осуществляли по схеме деформации изгибом в состоянии В2-фазы с реализацией превращений $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ и последующим охлаждением в заневоленном состоянии, выбранной на основании результатов работ [4–6]. Величину полной наводимой деформации ε_t варьировали в интервале 10–18%. Определяли деформацию упругой отдачи ε_{el} , остаточную деформацию ε_f , обратимую деформацию ЭПФ ε_r и ОЭПФ ε_{TW} . Критерий эффективности ОЭПФ η определяли по формуле $\eta = \varepsilon_{TW}/\varepsilon_f \times 100\%$.

Эволюцию ФС на различных стадиях старения исследовали на сплаве Ti–50,7 ат.%Ni с исходной наносубзеренной структурой при изотермическом отжиге (430 °С, 20 мин – 10ч).

Исследовали влияние величины остаточной деформации ε_f на величину ОЭПФ ε_{TW} при варьировании температуры нагрева в конце цикла наведения ЭПФ.

Структурные исследования проводили на электронном микроскопе JEOL 2100, с ускоряющим напряжением 200 кВ. По результатам измерения величины зерна строили гистограммы. Рентгеноструктурное исследование проводили на дифрактометре ДРОН–3 с низкотемпературной приставкой УРНТ-180. Съёмку рентгеновских линий проводили в CuK_α и CoK_α - излучениях при комнатной температуре (20 °С), 60 °С и 100 °С.

Электронномикроскопическое исследование позволяет проследить закономерности формирования структуры при изменении температуры и времени ПДО сплава Ti–50.7% Ni на начальной стадии полигонизации (350 °С, 20 мин) и при дальнейшем

совершенствовании полигонизованной («наносубзеренной») субструктуры (430 °С, 10 мин 3 ч). После выдержки 10 ч при 430°С размер субзерен остается в нанометрическом диапазоне (размер большинства субзерен не превышает 100 нм). Интенсивная пластическая деформация (НТМО, $e = 1.55$) сплава Ti–50.7%Ni приводит к формированию смешанной аморфной структуры (20 %) и нанокристаллической (80%) структуры аустенита [7]. После ПДО при 450 °С, 1 ч происходит нанокристаллизация аморфной фазы, структура становится полностью нанокристаллической с размером зерна аустенита 50–100 нм. Увеличение времени выдержки при 450 °С до 10 ч сопровождается ростом зерна и переходом структуры в разряд субмикроструктурной, при этом наблюдаются скопления зерен с размером 0.2–0.3 мкм и наряду с ними зерна значительно большего размера – до 1 мкм. При увеличении времени выдержки до 50 ч неоднородная зеренная структура сохраняется: наблюдаются скопления зерен размером 0.2–0.4 мкм, а также области с крупными зернами, размер которых находится в диапазоне 1.5–2.5 мкм. После ПДО в течение 10-50 ч по границам зерен различимы мельчайшие игольчатые выделения, которые можно интерпретировать как фазу Ti₃Ni₄, но четкой дифракционной картины на электронограммах они не дают.

В тоже время, рентгенографически удалось идентифицировать фазу Ti₃Ni₄ по наличию на рентгенограмме ее характерной линии (21-1): она, действительно, выделяется при отжиге в сплаве Ti–50,7 % Ni как наносубзеренном, так и в нано- и субмикроструктурном состояниях. Это опровергает предположение об отсутствии старения при размере зерна аустенита меньше 200 нм, высказанное в работе [8].

Влияние времени выдержки при старении на ФС исследовали на сплаве Ti–50,7 ат.%Ni при изотермическом отжиге (430°С, 20 мин – 10 ч). В материале с исходной наносубзеренной структурой увеличение времени старения с 20 мин до 10 ч оказывает выраженное влияние на все исследуемые параметры: температура обратного мартенситного превращения повышается A_k с – 4 до 33 °С, а обратимая деформация ϵ_r – с 7.7 до 15% и ϵ_{TW} с 1 до 2%, т.е на 100% (табл. 1). В сплаве с рекристаллизованной структурой увеличение времени старения с 3 до 10 ч приводит к увеличению ϵ_r с 13 до 14.5 % и ϵ_{TW} с 4.5 до 5.4%. В нано- и субмикроструктурном сплаве увеличение времени выдержки при старении практически не влияет на ФС.

Таблица 1. Эволюция параметров ЭПФ и ОЭПФ сплава Ti–50.7%Ni в процессе изотермического отжига при 430°С ($\epsilon_t=15$ %, время выдержки под нагрузкой 30 с)

№ пп	Время выдержки, ч	A_k , °С	ϵ_{el} , %	ϵ_r , %	ϵ_{TW} , %	η
1.	0.3	– 4	7.5	7.5	1.0	13.9
2.	3	33	0	13.8	1.3	9.1
3.	10		0	14.8	2	13.5

Наибольшую величину обратимой деформации в сплаве Ti – 50,7%Ni ($\epsilon_r = 16,6$ %) обеспечивает рекристаллизованная структура с мелким (1 – 5 мкм) зерном, полученная в результате ПДО при 600°С, 1 ч после НТМО с умеренной деформацией. Наибольшую величину обратимой деформации в сплаве Ti – 50,0%Ni ($\epsilon_r = 10,4$ %) обеспечивает смешанная структура (полигонизованная и рекристаллизованная) полученная в результате отжига при температуре 450°С, 30 мин и нагрева при реализации ЭПФ 250°С (таблица 2). Наибольшую величину ϵ_{TW} в обоих сплавах $\epsilon_{TW} \cong 4,5$ % (Ti–50,0%Ni) и $\epsilon_{TW} = 5,4$ % (Ti – 50,7%Ni). обеспечивает рекристаллизованная структура аустенита.

Увеличение температуры нагрева в конце цикла наведения ЭПФ и ОЭПФ со 100 до 200°C проявляется в синхронном уменьшении величины остаточной деформации ϵ_f и ϵ_{TW} .

Таблица 2. Функциональные свойства сплава Ti–50.7%Ni в различных структурных состояниях

Режим обработки	Тип структуры аустенита	Размер зерна, мкм	Функциональные свойства						
			τ^* , с	ϵ_t , %	ϵ_{el} , %	ϵ_f , %	ϵ_r , %	ϵ_{TW} , %	η
Сплав Ti–50.7%Ni									
НТМО + 430°C, 10 ч	Наносубзеренная (полигонизованная)	<0.1 (субзерно)	30	15	0	0.2	14.8	2	13.5
			30	17.9	2.9	0.2	14.8	1.4	9.5
			60	15	0	0.3	14.7	2.2	15
ИПД + 450°C, 1 ч	Нанокристаллическая	0.03–0.07	30	16	3.5	2	10.5	2	19
ИПД + 450°C, 10 ч	Субмикрорекристаллическая	≤1	30	15.2	6.4	0.1	8.7	2.7	31
НТМО + 600°C, 1 ч	Рекристаллизованная	≤5	30	17.9	0.3	1.0	16.6	2.7	16.4
700°C, 20 мин + 430°C, 10 ч	Рекристаллизованная	≤10	30	15	0	0.5	14.5	5.4	37
			30	17.9	2.9	0.5	14.5	4.9	34
			180	15	0	0.8	14.2	5.4	38
Сплав Ti–50.0%Ni									
НТМО + 450°C, 0.5 ч	Полигониз. + рекристаллиз.	≤0.7	30	15	2.3	2.3	10.4	1.2	11.5
НТМО + 500°C, 0.5 ч	Рекристаллизованная	≤1	30	16	5.1	3.4	7.4	4.5	59

*– время выдержки под нагрузкой при наведении ЭПФ

Выводы

1. Рентгенографически обнаружено выделение фазы Ti_3Ni_4 в сплаве Ti–50.7%Ni с наносубзеренной, нано- и субмикрорекристаллической структурой аустенита при отжиге после умеренной и интенсивной деформации соответственно.
2. Закономерности изменения параметров ЭПФ и ОЭПФ в нано- и субмикрорекристаллическом сплаве Ti–50.7%Ni после ИПД и полигонизованном (наносубзеренном) после обычной НТМО различны: в нано- и субмикрорекристаллическом сплаве практически отсутствует упругая отдача при разгрузке до наводимой деформации 8.5%, в то время как в она всегда присутствует в сплаве, полигонизованном после обычной НТМО, и минимальна при наводимой деформации 15 %;
3. Наибольшую величину обратимой деформации в сплаве Ti–50,7%Ni ($\epsilon_r=16,6$ %) обеспечивает рекристаллизованная структура с мелким (1 – 5 мкм) зерном, полученная в результате ПДО при 600°C, 1 ч после НТМО с умеренной деформацией. Наибольшую величину обратимой деформации в сплаве Ti – 50,0%Ni ($\epsilon_r = 10,4\%$) обеспечивает смешанная структура (полигонизованная и рекристаллизованная) полученная в результате отжига при температуре 450°C, 30 мин. Наибольшую величину $\epsilon_{TW} = 4,5\%$ (Ti – 50,0%Ni) и 5.4% (Ti – 50,7%Ni) обеспечивает рекристаллизованная структура аустенита.
4. Влияние времени выдержки при старении на параметры ЭПФ и ОЭПФ зависит от структурного состояния сплава: увеличение времени старения с 20 мин до 10 ч сплава Ti – 50,7%Ni после НТМО с умеренной деформацией и контрольной обработки значи-

тельно улучшает параметры ЭПФ и ОЭПФ; в нано – и субмикрорекристаллическом сплаве это влияние практически не выражено.

Список литературы

1. Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Applications. V. Brailovski, S. Prokoshkin, P.Terriault, F. Troshu (Eds.). Montreal: ETS Publ., 2003, 851 p.
2. I.Yu.Khmelevskaya, S.D.Prokoshkin, V.Brailovski, K.E.Inaekyan, V.Demers, I.B.Gurtovaya, A.V.Korotitskiy, S.V.Dobatkin. Functional properties of Ti-Ni based shape memory alloys. *Advances in Science and Technology*, 2008, v.59, p.156-161.
3. V.Brailovski, S.Prokoshkin, I.Khmelevskaya, K.Inaekyan, V.Demers, S.Dobatkin, E.Tatyanin. Interrelations between the properties and structure of thermomechanically treated equiatomic Ti-Ni alloy. *Mater. Sci. Eng. A*, 2006, v.438-440, p.597-601.
4. Е.П. Рыклина, С.Д. Прокошкин, А.А. Чернавина, Н.Н. Перевощикова. Исследование параметров Э.П.Ф. и О.Э.П.Ф., наведенных термомеханической тренировкой в сплаве Ti-Ni. *Журнал функциональных материалов*, 2008, п. 2, № 2, с. 60–66.
5. Е.П. Рыклина, С.Д. Прокошкин, А.А. Чернавина, Н.Н. Перевощикова. Исследование влияния термомеханических условий наведения и структуры на эффекты памяти формы Ti-Ni. *Материаловедение*, 2010, № 1, с. 2-9.
6. E.P.Ryklina, S.D.Prokoshkin, A.A.Chernavina. Shape memory behavior of nanostructured Ti-Ni alloy. *Proc. 8th European Symposium on Martensitic Transformations, ESOMAT 2009, 07-11.09.2009, Prague, EDP sciences, 2009, DOI: 10.1051/esomat/200905025*, p. 1-6.
7. S.Prokoshkin, V.Brailovski, K.Inaekyan, V.Demers, I.Khmelevskaya, S.Dobatkin, E.Tatyanin. Structure and properties of severely cold-rolled and annealed Ti-Ni shape memory alloys. *Mater. Sci. Eng. A*, 2008, v.481-482, p.114-118.
8. J.Burow, E. Prokofiev, R. Zarnetta, J. Frenzel, R. Valiev, G. Eggeler. Precipitation of Ti_3Ni_4 in ultrafine grained NiTi shape memory alloys. *Abstr. Book of 8th European Symposium on Martensitic Transformations ESOMAT 2009, 07-11.09.2009, Prague*, p. 132.

РАСЧЕТ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ЭЛЕМЕНТА ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И СТАЛИ

Волков А. Е., Евард М. Е.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия
evard@math.spbu.ru

Благодаря уникальным функциональным свойствам, сплавы с памятью формы (СПФ) нашли применение в различных отраслях техники. Часто конструкции из СПФ используются в качестве рабочих элементов термомеханических приводов. Для обеспечения их многократного срабатывания элемент из СПФ соединяют с упругим элементом. При нагревании элемент из СПФ восстанавливает первоначальную форму, деформируя при этом упругий элемент и создавая в нем напряжение, которое при охлаждении инициирует в элементе из СПФ эффект пластичности превращения, так что он накапливает неупругую деформацию, а напряжения в системе релаксируют. Многократное срабатывание привода обеспечивается теплосменами. Обычно упругое тело и элемент из СПФ соединяют друг с другом механически. Предложенный в работе [1] способ получения биметаллической пластины из никелида титана и стали путем холодной сварки взрывом дает возможность использовать иное конструктивное решение, когда два элемента – упругий и функциональный – составляют одно тело, что приводит к максимальной компактности устройства.

В настоящей работе рассматривается расчетная схема, позволяющая моделировать механическое поведение биметаллической пластины при работе в режиме термомеханического привода.

На рис. 1 схематически изображен выделенный двумя поперечными сечениями участок биметаллической пластины шириной b , состоящей из элемента из СПФ толщиной h_1 и стального элемента толщиной h_2 .

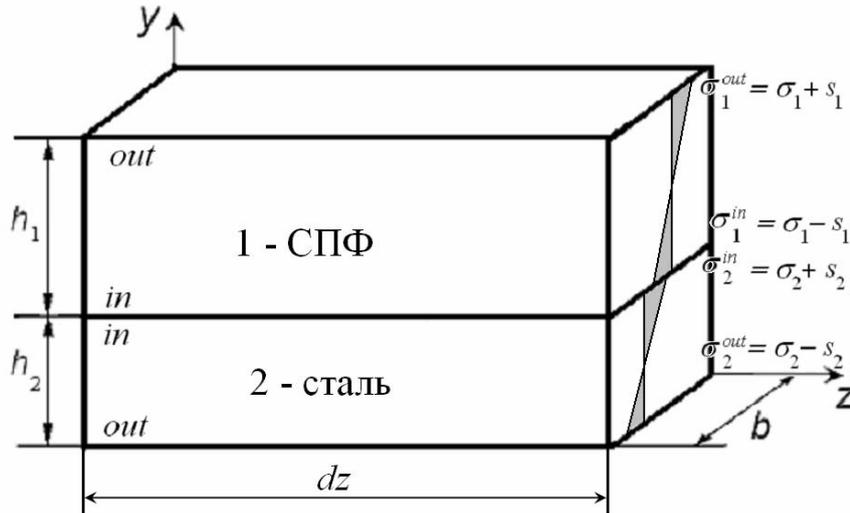


Рис. 1. Схематическое изображение участка биметаллической пластины с указанием распределения напряжений в нем.

При расчете предполагали, что изгиб происходит только в плоскости yz , а напряженное состояние продольных волокон пластине – одноосное растяжение или сжатие (это предположение оправдывается, если пластина достаточно тонкая). Кроме того, считали, что напряжения в каждом из слоев распределены по линейному закону, так что они в крайних внешнем и внутреннем волокнах СПФ равны соответственно $\sigma_1^{out} = \sigma_1 + s_1$ и $\sigma_1^{in} = \sigma_1 - s_1$, а в стальном слое $\sigma_2^{in} = \sigma_2 + s_2$ и $\sigma_2^{out} = \sigma_2 - s_2$, где σ_i – среднее значение напряжения в i -м слое, а s_i – максимальное отклонение от среднего значения. В этом случае условие равенства нулю приращения продольной силы dN (на единицу ширины) приобретает вид

$$h_1 d\sigma_1 + h_2 d\sigma_2 = 0, \quad (1)$$

а приращение изгибающего момента $dM = dM_1 + dM_2$, где $dM_1 = (h_1^2/6) \cdot (3d\sigma_1 + ds_1)$ – приращение момента в слое из СПФ, а $dM_2 = (h_2^2/6) \cdot (-3d\sigma_2 + ds_2)$ – приращение момента

в стальном слое. Таким образом, приращение момента dM удовлетворяет равенству:

$$3h_1^2 d\sigma_1 + h_1^2 ds_1 - 3h_2^2 d\sigma_2 + h_2^2 ds_2 = 6dM. \quad (2)$$

Полагали, что справедлива гипотеза плоских сечений, т.е. поперечные сечения биметаллической пластины остаются при изгибе плоскими и перпендикулярными изогнутой оси. Это позволило записать следующее соотношение для деформаций в крайних волокнах функционального и стального элементов:

$$h_2 (d\varepsilon_1^{out} - d\varepsilon_1^{in}) - h_1 (d\varepsilon_2^{out} - d\varepsilon_2^{in}) = 0. \quad (3)$$

Здесь $d\varepsilon_i^{out}$ и $d\varepsilon_i^{in}$ — приращения деформации в наружном и внутреннем волокне i – го слоя соответственно).

Условие совместности деформаций в сварном шве имеет вид

$$d\varepsilon_1^{in} = d\varepsilon_2^{in}. \quad (4)$$

Упруго-пластические диаграммы изотермического деформирования элементов аппроксимировали кусочно-линейными функциями, так что приращение деформации в слое из СПФ и в стальном слое равны соответственно

$$d\varepsilon_1 = \frac{1}{E_1} d\sigma_1^* + \left(\frac{1}{H_1} - \frac{1}{E_1} \right) H(|\sigma_1^*| - \sigma_1^y) H(d|\sigma_1^*|), \quad (5a)$$

$$d\varepsilon_2 = \frac{1}{E_2} d\sigma_2^* + \left(\frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) H(|\sigma_2^*| - \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|), \quad (5б)$$

где E_i и H_i — модуль Юнга и коэффициент упрочнения σ_i^y — напряжение течения i -го слоя, σ_i^* — действующее в i -м слое напряжение, H — функция Хевисайда, такая что $H(x) = 1$ при $x > 0$ и $H(x) = 0$ при $x \leq 0$.

В неизотермических условиях предполагали, что сталь испытывает упруго-пластическую деформацию, которая описывается соотношением (5б), и деформацию теплового расширения, пропорциональную изменению температуры dT : $d\varepsilon_2^T = \alpha_2 dT$, где α_2 — коэффициент теплового расширения стали.

Деформация элемента из СПФ при нагревании складывается из упругой, термической (теплового расширения), фазовой (связанной с образованием мартенсита), и микропластической деформации (обусловленной аккомодацией мартенсита). При этом приращение фазовой деформации считали пропорциональным приращению объемной доли мартенситной фазы Φ : $d\varepsilon_1^\Phi = \varepsilon^0 d\Phi$ (где ε^0 — коэффициент пропорциональности, равный максимальному значению фазовой деформации при прямом превращении), а приращение микропластической деформации при прямом мартенситном переходе — пропорциональным приращению фазовой деформации с коэффициентом пропорциональности, равным коэффициенту K_r возврата деформации в образце из СПФ: $d\varepsilon_1^{MP} = K_r d\varepsilon_1^\Phi H(d\Phi)$. Зависимость упругих податливостей и коэффициентов теплового расширения двухфазного материала при изменении фазового состава производили по правилу смеси.

В результате определяющие соотношения при неизотермическом деформировании приобретают следующий вид:

$$d\varepsilon_1 = \frac{1}{E_1} d\sigma_1^* + \sigma_1^* d\left(\frac{1}{E_1}\right) + \varepsilon^0 d\Phi(T, \sigma_1^*) + d\varepsilon^{MP} + d(\alpha_1 T), \quad (6a)$$

$$d\varepsilon_2 = \frac{1}{E_2} d\sigma_2^* + \left(\frac{1}{H_2} - \frac{1}{E_2} \right) H(|\sigma_2^*| - \sigma_2^y) H(d|\sigma_2^*|) + \alpha_2 dT, \quad (6б)$$

где α_1 — коэффициент теплового расширения СПФ.

Зависимость объемной доли мартенсита Φ от температуры аппроксимировали кусочно-линейной функцией:

$$d\Phi = -\frac{dT}{A_f - A_s} H(\Phi) H(T + \Phi \cdot (A_f - A_s) - A_f) - \frac{dT}{M_s - M_f} H(1 - \Phi) H(M_s - \Phi \cdot (M_s - M_f) - T)$$

Равенства (1) – (4) представляют собой систему линейных алгебраических уравнений относительно σ_1 , σ_2 , s_1 , s_2 , решая которую с использованием определяющих соотношений (5 а, б) или (6 а, б), можно определить напряжения и деформации в наружных и внутренних слоях элементов.

На рис. 2 представлены расчетная и экспериментальная [2] зависимости величины обратимой деформации $\varepsilon_{\text{опф}}$ (после некоторой предварительной деформации в мартенситном состоянии), накапливаемой при охлаждении без нагрузки, от отношения толщины слоя из СПФ к общей толщине образца $h = h_1 + h_2$. Показано, что размах дефор-

магии в термоцикле без нагрузки достигает наибольшего значения при $h_1/h \approx 65\%$. Результаты расчета находятся в хорошем соответствии с экспериментальными данными.

Исследовали влияние величины деформации $\varepsilon_{\text{ост}}$, остаточной после разгрузки при низкой температуре, на $\varepsilon_{\text{ОПФ}}$. Результаты расчетов, приведенные на рис. 3, свидетельствуют о том, что при малых величинах остаточной деформации ($\varepsilon_{\text{ост}} \leq 2\%$) обратимое формоизменение при термоциклировании без нагрузки отсутствует или крайне незначительно. По мере роста остаточной деформации обратимая деформация возрастает, достигая насыщения.

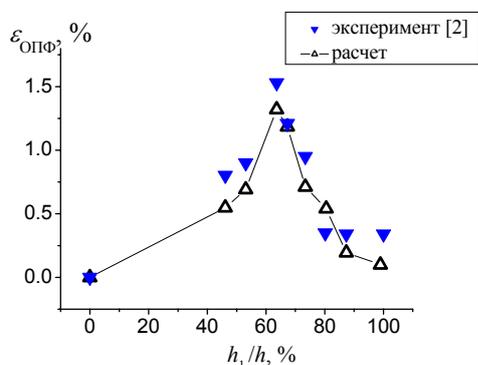


Рис. 2. Зависимость обратимой деформации, накапливаемой при охлаждении без нагрузки, от отношения h_1/h .

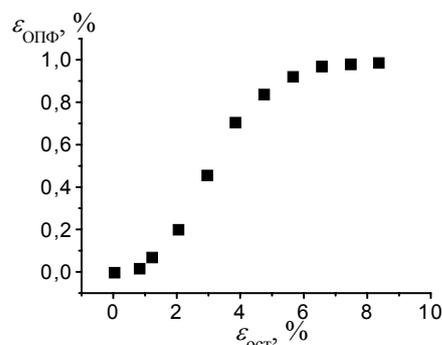


Рис. 3. Зависимость обратимой деформации, накапливаемой при охлаждении без нагрузки, от остаточной после разгрузки деформации.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 10-08-90003-Бел_a и № 10-01-00671-a).

Список литературы

1. R. Prummer, D. Stockel NITINOL - stainless steel compound material, made by explosion welding in Fundamental issue and applications of shock-wave and high-strain-rate phenomena — K.P. Staudhammer, L. E. Murr, M.A. Meyers eds., Elsevier, 2001.
2. S. Belyaev, V. Rubanik, N. Resnina etc. Martensitic transformation and physical properties of “steel – TiNi” bimetal composite, produced by explosion welding // Phase Transition, 2010. V.1, N.4. P. 276 – 283.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ СПИНОДАЛЬНЫХ ОЦК-МОНОКРИСТАЛЛОВ Fe–Cr–Co–Mo

Кириллов В. А., Чумляков Ю. И.

*Открытое акционерное общество «Научно-производственный центр «Полус»,
г.Томск, Россия, polus@online.tomsk.net*

*Обособленное структурное подразделение «Сибирский физико-технический институт
имени академика В.Д. Кузнецова Томского государственного университета»,
г. Томск, Россия, chum@phys.tsu.ru*

При механических испытаниях монокристаллических образцов можно создать условия пластического течения и разрушения, не реализуемые в поликристаллах: исключение эффекта границ зерен, активизация одного механизма деформации (механическое двойникование или скольжение) и подавление другого, скольжение и двойникование в заданной системе сдвига и выбранное сочетание систем сдвига, заданная ориен-

тация действующих напряжений относительно плоскостей, по которым происходит разрушение. Ранее авторы исследовали ориентационные зависимости критических скалывающих напряжений, механизмов пластического течения и разрушения, деформационного упрочнения при двойниковании и температур хрупко-вязкого перехода монокристаллов спинодального магнитотвердого сплава Fe–28Cr–10Co–2Mo (ат.%) [1, 2]. Установленные закономерности распространяются не только на данный сплав, но и на широкую группу ОЦК-сплавов на основе системы Fe–Cr, которые тоже претерпевают спинодальное расслоение на две когерентные ОЦК-фазы. Для полноты представлений о пластическом течении монокристаллов этих сплавов необходимо также исследование деформационного упрочнения при скольжении. Его результаты имеют практическое значение для разработки технологии деформационно-стабилизирующих магнитов.

Сплавы получены флюсовой индукционной плавкой чистых шихтовых материалов с последующим электрошлаковым рафинированием. Монокристаллы выращены методом Бриджмена в алундовых тиглях в среде инертного газа. Образцы для испытаний на растяжение были сориентированы так, чтобы сдвиг при скольжении происходил в двойникоующем (I) и антидвойникоующем (II, III) направлениях (табл. 1). Положение оси растяжения образцов в стандартном стереографическом треугольнике показано на рисунках 1–3. Состояние с максимальной амплитудой расслоения $A = A_{\max}$ достигалось ступенчатым старением, применяемым для обработки сплавов на магнитные свойства: 620°C – 1,5ч; 600°C – 2ч; 580°C – 3ч; 560°C – 6ч; 540°C – 8ч; 520°C – 12ч; 500°C – 24ч. Промежуточные состояния фиксировались исключением нижних ступеней. Амплитуда расслоения контролировалась рентгеноструктурным методом по разности периодов кристаллической решетки спинодальных фаз. Деформация растяжением образцов с размером рабочей части 12×1,5×2,5мм проводилась со скоростью $0,7 \cdot 10^{-3} \text{с}^{-1}$.

Таблица 1. Параметры исследуемых монокристаллов

Ориентация образца	Система скольжения	Фактор Шмида	λ_0	A	λ	Относительное сужение ψ	
						расчетное	измеренное
I	$[\bar{1}11](1\bar{1}2)$	0,482	52,5	$A = 0$	45	0,12	0,131
				$0,7A_{\max}$	44	0,14	0,158
II	$[111](\bar{2}11)$	0,491	40	$A = 0$	37	0,07	0,076
				$0,7A_{\max}$	37,5	0,06	0,063
III	$[111](\bar{2}11)$	0,446	58,5	—	—	—	—

Следы скольжения на поверхности исследуемых кристаллов наблюдаются только после значительной пластической деформации, поэтому невозможно металлографически определить действующие системы скольжения. Рентгеноструктурный анализ показал, что в результате пластической деформации ось образцов I смещается в сторону полюса $[\bar{1}11]$, а образцов II и III — в сторону полюса $[111]$. Известно, что при однородном одноосном растяжении монокристалла, деформирующегося одиночным скольжением, относительное удлинение ε связано с начальным λ_0 и текущим λ углами между направлением сдвига и осью растяжения соотношением [3]

$$1 + \varepsilon = \sin \lambda_0 / \sin \lambda . \quad (1)$$

Используя (1), можно экспериментально проверить, действительно ли направление сдвига при скольжении одиночное. Значения λ и λ_0 определяются рентгенографически, а вместо ε подставляется относительное сужение ψ участка образца, в котором определялся угол λ (табл. 1). Рассчитанные по (1) и измеренные значения ψ весьма близки, то есть направление сдвига при скольжении в исследуемых кристаллах преимущественно одиночное. Их кривые течения $\sigma(\varepsilon) = P(\varepsilon)/s_0$ (P — деформирующее усилие, s_0 — площадь поперечного сечения недеформированного образца) имеют парабо-

лический вид (рисунки 1, 2). Сравнение кривых течения кристаллов ориентации II, показывает, что чем выше деформирующие напряжения, тем с меньшим упрочнением происходит пластическое течение (рис. 1).

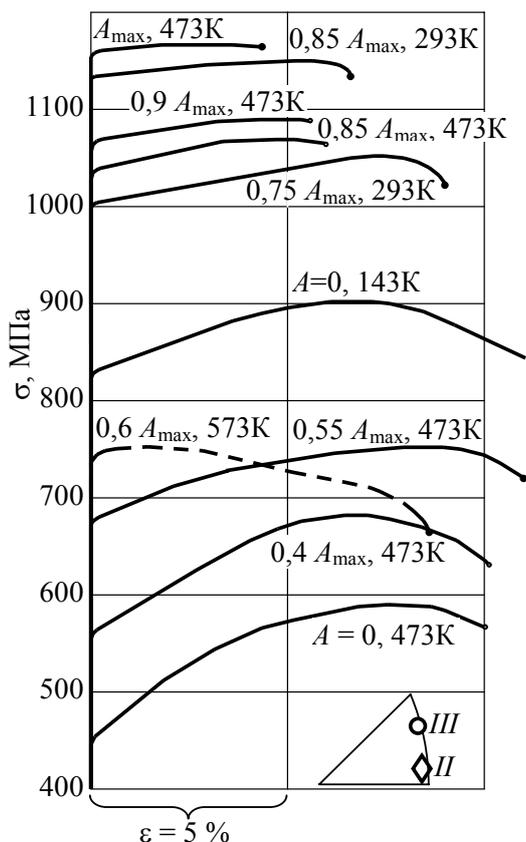


Рис. 1. Кривые течения при растяжении монокристаллов Fe-10Co-28Cr-2Mo (ат.%) ориентаций II (сплошные линии) и III (пунктир)

У кристаллов ориентации I деформационное упрочнение тоже снижается с ростом деформирующих напряжений, пока они не превысят критического значения для начала механического двойникования (рис. 2). Для анализа этого упрочнения нужны истинные значения коэффициента деформационного упрочнения $\theta = d\tau/d\gamma$. Скальвающее напряжение τ с учетом (1) определяется по формуле

$$\tau = \sigma \cos \varphi_0 \cos \lambda = \sigma \cos \varphi_0 [1 - \sin^2 \lambda_0 / (1 + \varepsilon)^2]^{1/2}, \quad (2)$$

где φ_0 — угол между нормалью плоскости сдвига и осью растяжения в начале деформации. Относительный сдвиг γ [3]

$$\gamma = \{[(1 + \varepsilon)^2 - \sin^2 \lambda_0]^{1/2} - \cos \lambda_0\} / \cos \varphi_0. \quad (3)$$

Из (2) и (3) следует, что

$$d\tau/d\gamma = \{[1 - \sin^2 \lambda_0 / (1 + \varepsilon)^2] d\sigma/d\varepsilon + \sigma \sin^2 \lambda_0 / (1 + \varepsilon)^3\} \cos^2 \varphi_0$$

Максимальные значения коэффициента θ , рассчитанные по начальным участкам кривых течения образцов разных ориентаций и амплитуд расслоения при различных температурах, приведены в таблице 2.

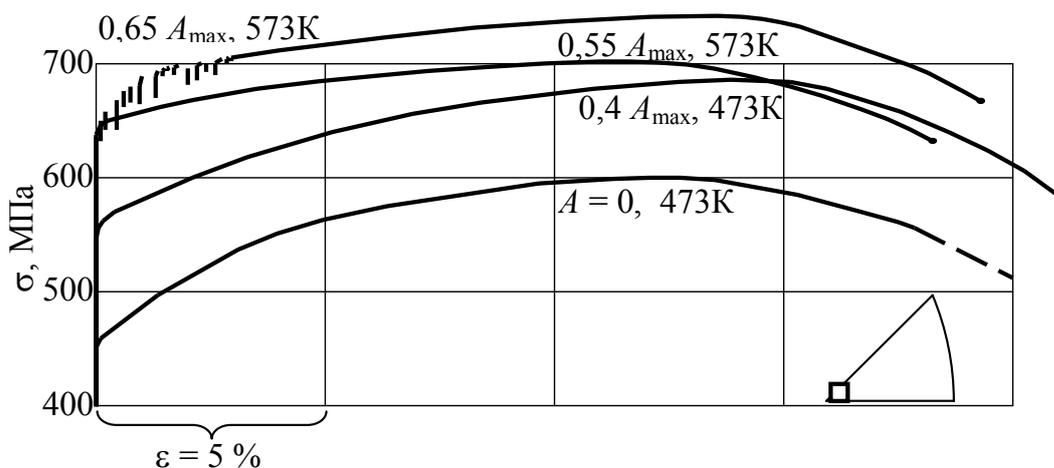


Рис. 2. Кривые течения при растяжении монокристаллов Fe-10Co-28Cr-2Mo (ат.%) ориентации I. Кристаллы $0,65 A_{\max}$ с предела текучести деформируются двойникованием (зубчатый участок)

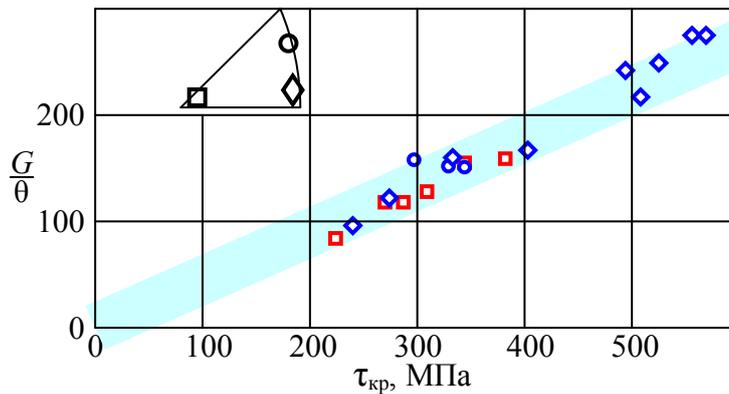


Рис. 3. Зависимость отношения G/θ от критических скалывающих напряжений в монокристаллах Fe–28Cr–10Co–2Mo (ат.%)

Таблица 2. Коэффициент θ монокристаллов Fe–28Cr–10Co–2Mo(ат.%)

T, К	A/A _{max}	$\tau_{кр}$	θ , МПа
Ориентация I			
473	0	224	916
	0,4	270	655
	0,5	287	654
	0,75	382	485
573	0,55	309	604
	0,65	344	496
Ориентация II			
143	0	403	461
293	0,75	494	318
	0,85	556	280
473	0	230	803
	0,4	274	630
	0,55	333	481
	0,85	508	355
	0,9	525	310
	1,0	569	280
Ориентация III			
573	0,5	297	488
	0,55	329	508
	0,6	344	510

Наблюдаемое снижение θ с ростом $\tau_{кр}$ свидетельствует о низкой эффективности дислокационных барьеров в условиях действия высоких деформирующих напряжений.

Выполняется общая закономерность: кристаллы различных ориентаций при разных температурах, но при равных действующих скалывающих напряжениях, имеют одинаковые значения θ . Анализ данных таблицы 2 показывает гиперболическую зависимость $\theta(\tau_{кр})$. В координатах $\tau_{кр}-G/\theta$ все экспериментальные значения укладываются на прямую линию (рисунок 3), т. е. выполняется универсальная зависимость

$$d\tau/d\gamma = B/\tau.$$

Коэффициент пропорциональности B не зависит от ориентации и структурного состояния кристалла и температуры.

Список литературы

1. Двойникование и скольжение в монокристаллах Fe–Cr–Co–Mo / В.А. Кириллов, Ю.И. Чумляков, А.Д. Коротаев, В.Х. Даммер // Физика металлов и металловедение. 1989. Т. 67, № 5. С. 1018–1025.
2. Ориентационная зависимость механизма разрушения спинодальных ОЦК-монокристаллов Fe–Co–Cr–Mo / В.А. Кириллов, Ю.И. Чумляков, А.Д. Коротаев, В.Х. Даммер // Изв. вузов. Физика. 2009, № 9/2. С. 41-47.
3. Хоникомб Р. Пластическая деформация металлов / Пер. с англ. под ред. Б.Я.Леонова. М.: Мир, 1972.

СТАБИЛИЗАЦИЯ ВНУТРЕННЕГО НАПРЯЖЕНИЯ ТИТАНА МАРКИ ВТ1-0 В ПРОЦЕССЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И РЕЛАКСАЦИОННОГО НАГРУЖЕНИЯ

Камышанченко Н. В., Кунгурцев М. С., Никулин И. С., Кузнецов Д. П.

Белгородский государственный университет, Россия

Интенсивное деформирование титана ковкой, прокаткой или волочением приводит к существенному отклонению внутреннего напряжения от стабильного состояния при одинаковых температурах.

В технически чистом титане, каким является титан марки ВТ1-0, где фазовые преобразования в процессе полиморфного превращения не играют заметной роли в изменении физико-механических характеристик, наиболее эффективным способом снятия внутренних напряжений является отжиг.

Целью данного исследования является изучение влияния температуры отжига и релаксационной нагрузки на механические и акустические характеристики титана, прошедшего предварительную горячую деформацию прокаткой при 500⁰С с остаточной деформацией 75%.

В таблице 1 приведены механические характеристики титана, подверженного отжигу при различных температурах.

Таблица 1.

Материал	Твёрдость, HV 0,1	Предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Предел прочности σ_b , МПа	Деформация ϵ , %
ВТ 1-0 горячая прокатка (500С) с остаточной деформацией 75%	235	623	669	19,1
ВТ 1-0 горячая прокатка (500С) с остаточной деформацией 75%+ неполный отжиг (550С)	220	430	508	22,2
ВТ 1-0 горячая прокатка (500С) с остаточной деформацией 75%+ полный отжиг (700С)	170	350	423	23,8

Температура отжига влияет не только на механические характеристики исследуемого титана [1], но существенно изменяются и акустические параметры – активность и плотность (рис. 1.) [2].

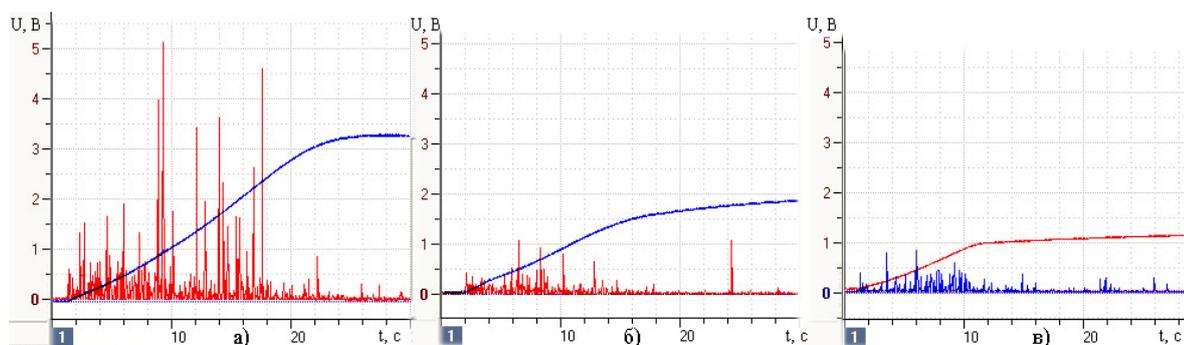


Рис. 1. АЭ после температурного отжига: после прокатки (а), после 550⁰С (б), 700⁰С (в).

Проведенные дополнительные исследования релаксации напряжений [3] при нагрузке $\sigma_n = 0,6 \sigma_{0,2}$ соответственно при температуре 550°C и 700°C обнаружили закономерности акустических процессов в отожженных образцах (рис. 2).

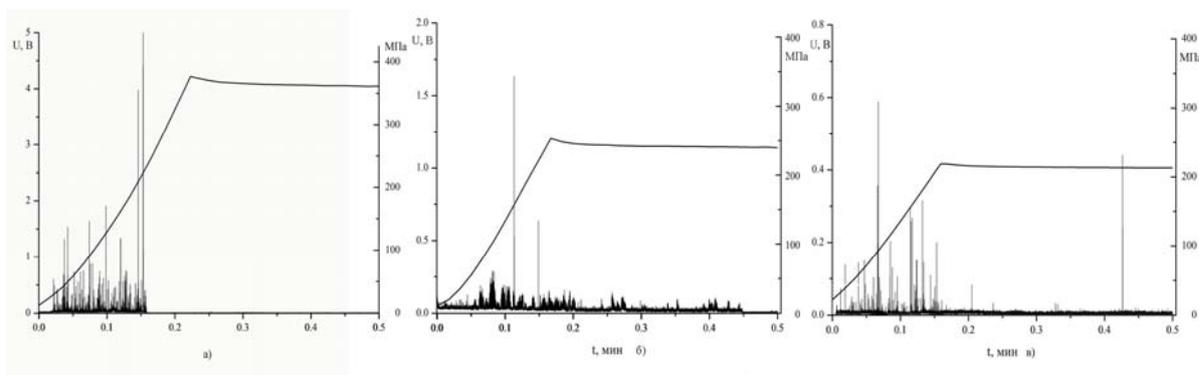


Рис. 2. АЭ после релаксации напряжений при $\sigma_{\text{нагр}} = 0,6\sigma_{0,2}$ прокатанного титана (а) и температурного отжига при 550°C (б), 700°C (в).

Сигналы акустической эмиссии, главным образом, проявляются в период нагружения образца до заданной нагрузки в упругой области. При этом степень активности и плотность акустических сигналов уменьшается с увеличением температуры предварительного отжига. С выходом на участок с установившейся скоростью релаксации акустические сигналы не фиксируются установкой регистрации АЭ, что соответствует преобладанию второго типа релаксации напряжений – индивидуальному перемещению отдельных атомов, как у границы зерен основной структуры, так и по всему объему поликристалла.

Выводы

1. С увеличением температуры отжига до температуры полиморфного преобразования величина внутренних напряжений уменьшается с одновременным уменьшением механических характеристик.
2. В исследуемом диапазоне 550°C - 700°C температур полного отжига внутреннего напряжения не происходит, а примененный релаксационный процесс создает условия для уменьшения нестабильного состояния структуры титана.

Список литературы

1. Камышанченко Н. В., Кузьменко И. Н., Никулин И. С., Кунгурцев М. С., Неклюдов И. М., Волчок О. И. “Температурная зависимость механических свойств титана марки ВТ1-0”. Упрочняющие технологии и покрытия № 7, 2010
2. Семашко Н. А., Шпорт В. И., Марьин Б.Н. и др. “Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении” под редакцией д. т. н., проф. Н. А. Семашко. – М. Машиностроение, 2002.
3. Воротников Г. С., Ровинский Б. М. “Релаксация напряжений в металлах и сплавах”/ труды IV Всесоюзной научной конференции “Релаксационные явления в твердых телах”, под редакцией В. С. Постникова. – М. Металлургия, 1968, с. 44-56.

ВЛИЯНИЕ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ В ТЕХНИЧЕСКОМ ТИТАНЕ VT1-0

Черняева Е. В., Хаймович П. А. *, Замлер Е. Г. *, Мерсон Д.Л.**

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

*ННЦ«Харьковский физико-технический институт», г.Харьков, Украина

**Тольяттинский государственный университет, Тольятти

Изучение акустической эмиссии (АЭ) при индентировании образцов стали X18H10T, подвергнутых барокриодеформированию (БКД) при 77 К, т.е. осуществляемому при криогенных температурах продавливанию заготовки через матрицу посредством промежуточной твердой среды, пластичной при температуре деформирования [1], показало существенное изменение спектральных и энергетических характеристик сигналов АЭ в деформированном материале по сравнению с исходным состоянием [2]. Это позволило предположить, что методика неразрушающего контроля состояния металла, совмещающая методы индентирования и АЭ, может быть использована для оценки свойств материалов после БКД. Для проверки данного предположения в настоящей работе аналогичные исследования проводились на образцах технического титана VT1-0 в исходном состоянии и после БКД.

Из полученных барокриодеформированием при 77 К на 20, 45, 55 и 65% экструдатов были изготовлены образцы в виде таблеток толщиной 0,8–1 мм и диаметром 3–4 мм. Как и таблетка из исходного титана, они были механически отполированы до получения ровной блестящей поверхности. Инициирование акустической эмиссии (АЭ) осуществлялось путем внедрения твердосплавного конического индентора на испытательной машине ИМ-4А (рис.1). Максимальная нагрузка на индентор составляла 1000 Н. Для регистрации и преобразования АЭ сигналов в электрические применяли датчик АЭ MSAE-L2 и усилитель MSAE-FA010 с общим усилением 87 dB. Все зарегистрированные сигналы АЭ по методике [3] разбивали на группы по форме кривой спектральной плотности, и анализировали спектральные портреты (усредненная форма кривой спектральной плотности мощности), медианную частоту (частота, делящая площадь под кривой спектральной плотности пополам) и энергию сигналов в каждой группе.

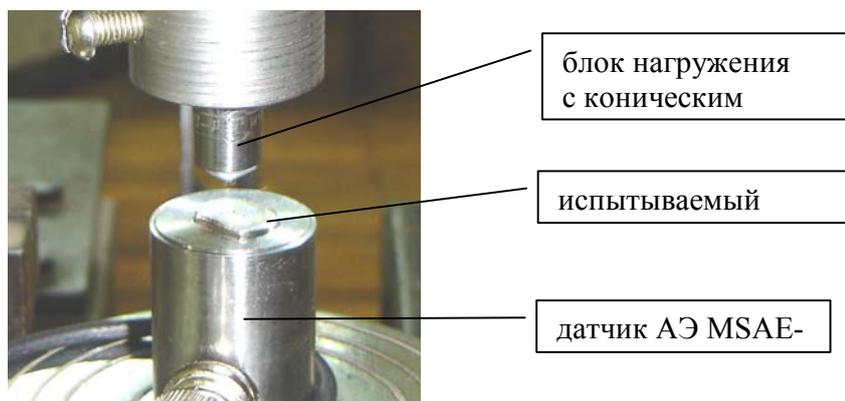


Рис. 1. Внешний вид нагружающего устройства установки

Во всех рассмотренных случаях состав АЭ был практически однородным: 90-99% составляли сигналы одного вида, очевидно, имеющие дислокационную природу. На рис.2 приведены графики усредненных по трем уколам зависимостей общего количества сигналов АЭ (N_{cp}), энергии (E_{cp}) и медианной частоты (F_{cp}) от степени БКД (γ).

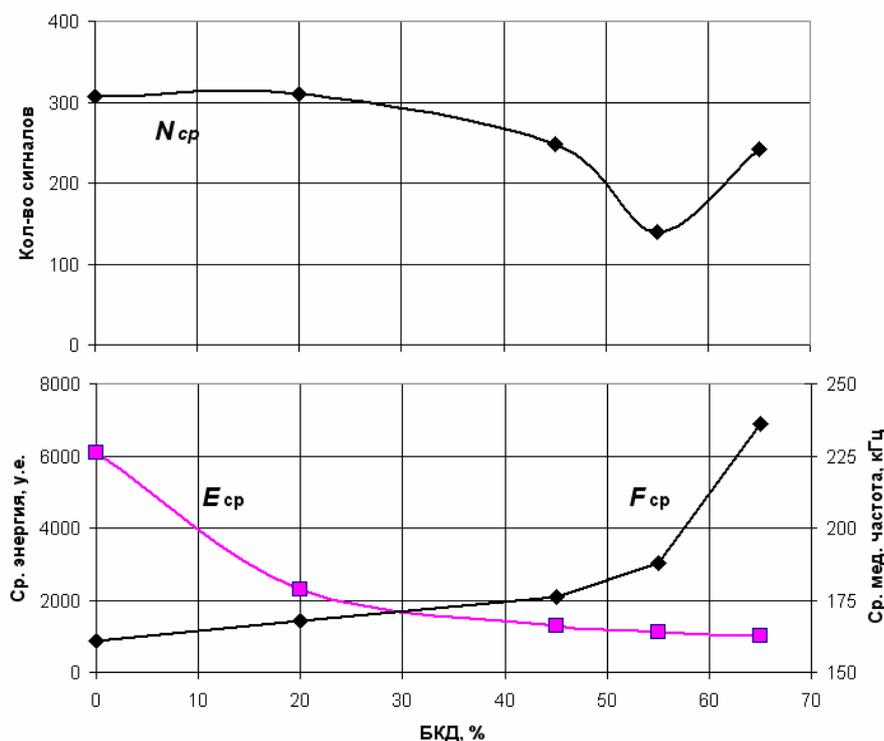


Рис.2. Зависимость общего количества (N_{cp}), энергии (E_{cp}) и медианной частоты (F_{cp}) сигналов АЭ от степени БКД образцов технического титана при их индентировании.

Видно, что с увеличением степени деформирования энергия сигналов уменьшается, а медианная частота увеличивается. Это может быть связано с диспергированием структуры материала, деформированного в условиях всестороннего сжатия при низких температурах [1], что приводит к изменению подвижности дислокаций и, соответственно, характеристик акустического излучения. В результате измельчения структурных составляющих титана после БКД уменьшается длина свободного пробега дислокаций, с чем и связаны монотонное снижение энергии АЭ и рост медианной частоты. Однако, как следует из рис.2, общее количество регистрируемых сигналов АЭ (N_{cp}) имеет немонотонную зависимость от степени БКД.

Спектральный анализ АЭ показал, что закономерности трансформации спектральных портретов сигналов АЭ были также аналогичны изменениям, обнаруженным для стали X18H10T: с увеличением степени БКД высота основных пиков* снижается (рис.3), при этом наиболее заметны изменения кривой спектральной плотности в области низких (100–200 кГц) частот.

Объяснение причины изменения спектрального состава сигналов АЭ от степени БКД пока не найдено. Для решения этого вопроса требуются дальнейшие исследования: не только акусто-эмиссионные, но и с привлечением электронно-микроскопических, рентгенографических и других методов изучения структуры и свойств металлов.

Однако полученные данные подтверждают высокую чувствительность метода АЭ и большие перспективы применения методики, совмещающей методы АЭ и индентирования, для оценки свойств материалов, в частности, после барокриодеформирования.

* Первый пик в области низких частот не анализируется, поскольку он находится на границе полосы пропускания фильтра и может быть сильно искажен условиями нормировки кривой спектральной плотности (приведения площади под кривой спектральной плотности к 1)

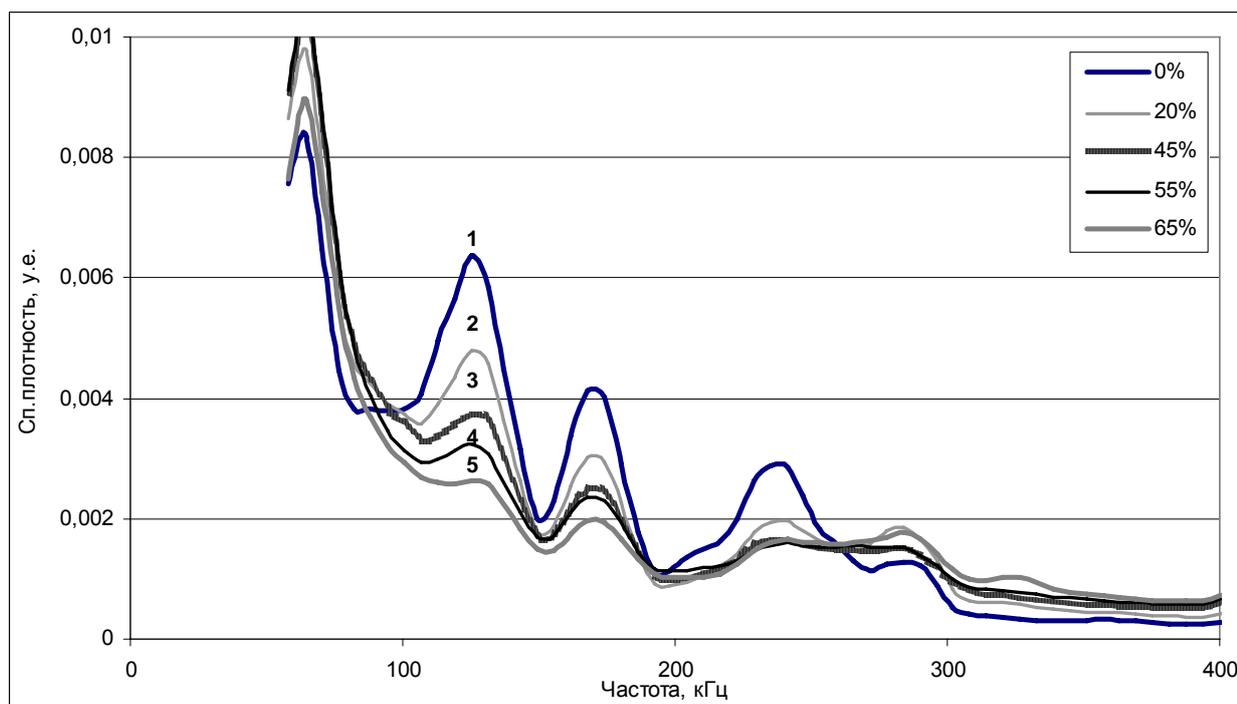


Рис. 3. Спектральные портреты сигналов АЭ при индентировании технического титана в исходном состоянии (1) и после БКД на 20 (2), 45 (3), 55 (4) и 65% (5)

Список литературы

1. П.А.Хаймович. Материалы V Международной научной конференции «Прочность и разрушение материалов и конструкций». (12 - 14 марта 2008 г), Оренбург, Т.1, С.33-39 (2008).
2. Черняева Е.В., Хаймович П.А., Мерсон Д.Л. Влияние барокриодеформирования стали X18H10T на спектральный состав акустической эмиссии при индентировании // Актуальные проблемы прочности: сб. трудов XLVIII Междунар. конф. (15-18 сент. 2009 г., Тольятти). – Тольятти, 2009. – С. 244-246
3. Д.Л.Мерсон, А.А.Разуваев, А.Ю.Виноградов. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке. // Дефектоскопия, 2002. № 7. С. 37-46.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТОЛЩИНЫ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

Мерсон Д. Л., Вагапов М. А., Боброва О. М.

ТГУ, Тольятти, Россия

d.merson@tltsu.ru

Хорошо известно, что такие процессы, как пластическая деформация, хрупкое и усталостное разрушение, ползучесть, коррозия, а также трибологические свойства материала во многом определяются состоянием поверхности. Следовательно, путем создания на поверхности определенных условий существует принципиальная возможность управления физико-механическими свойствами материала в целом, в том числе решать многие технологические задачи, связанные с облегчением процессов деформации, задержкой процессов трещинообразования, повышением усталостной прочности и коррозионной стойкости и др.

Наличие высоких пластических свойств особенно актуально для материалов, работающих в тяжелых условиях радиационного и коррозионного воздействий, когда не-

гативное влияние процесса охрупчивания требуется максимально отдалить во времени, например, для тонкостенных труб, применяемых в ядерной энергетике.

В связи с этим, представляет большой интерес исследование пластифицирующего эффекта тонкопленочных оксидных покрытий (ТОП), установленного для многих конструктивных материалов [1-3].

Суть метода получения ТОП состоит в термическом разложении металлоорганического комплекса (смесь соответствующего металла с набором высших карбоновых кислот) в диапазоне температур от 450 до 700 °С в инертной среде при атмосферном давлении. К основным преимуществам метода можно отнести: возможность получения как однокомпонентных, так и поликомпонентных соединений оксидов или сложных структур переменного состава; простоту технологии нанесения и аппаратного оформления процесса; минимум технологических параметров регулирования; возможность нанесения покрытий на внутренние поверхности и труднодоступные полости и др. Технология получения оксидных покрытий была разработана во ВНИИНМ им. А.А.Бочвара совместно с Тольяттинским политехническим институтом и не имеет аналогов в мире.

Влияние ТОП на подложку в основном сводится к следующему.

1. Тонкопленочные покрытия оксидов циркония и иттрия понижают условный предел текучести на 10...20% и повышают пластичность на 5...20% в зависимости от типа и состояния подложки и кратности слоев покрытия.

2. С увеличением количества слоев покрытия его влияние распространяется на всю большую глубину материала основы, причем именно со стороны покрытия.

3. Отслоения и разрушения покрытия после деформации вплоть до разрыва стали не наблюдается, однако происходит развитие микрорельефа поверхности покрытия.

Ранее с помощью метода акустической эмиссии были найдены оптимальные состав металлоорганического комплекса и количество слоев [2].

Однако широкое промышленное внедрение тонкопленочных оксидных покрытий и отработка промышленной технологии во многом сдерживается из-за отсутствия надежных представлений о механизме воздействия ТОП на материал основы и методов контроля происходящего взаимодействия.

В работах [1-2] априори считалось, что толщина покрытия пропорциональна кратности слоев покрытия, однако прямых подтверждений этому не было. В настоящей работе предпринята попытка измерения толщины покрытия ZrO_2 на титановом сплаве ВТ-20.

Прямым металлографическим или электронно-микроскопическим способом определить толщину покрытия не удалось ни на поперечном, ни на косом шлифе, поэтому использовались косвенные измерения:

- весовой метод (по массе удаленной пленки);
- комбинированный метод (по массе масляной пленки – циркониевого мыла);
- интерференционный метод (по цвету интерференционной картины).

Суть первых двух методов заключалась в следующем. Сначала взвешивался образец с покрытием (с нанесенным слоем металлоорганического комплекса – «мыла»), далее покрытие («мыло») механическим способом удаляли и снова образец взвешивали. Зная площадь поверхности и плотность покрытия, определяли толщину покрытия определяли по формуле:

$$h = \frac{\Delta m}{\rho \cdot S \cdot k} \quad (1)$$

где $\Delta m = m_2 - m_1$; m_1 – масса образца без покрытия (без циркониевого мыла), г; m_2 – масса образца с покрытием (с циркониевым мылом), г; ρ – плотность плёнки, г/см³; S – площадь образца, см²; k – коэффициент изменения молярной массы (для первого метода $k=1$).

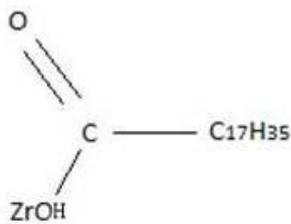


Рис. 1. Формула циркониевого мыла (металлоорганический комплекс).

Коэффициент изменения молярной массы k по второму способу определяли исходя из следующих соображений. Молярная масса циркониевого мыла (рис. 1) равна:

$$M_{\text{мыло}} = M(\text{Zr}) + 2 \cdot M(\text{O}) + 36 \cdot M(\text{H}) + 18 \cdot M(\text{C}) = 91 + 2 \cdot 16 + 36 \cdot 1 + 18 \cdot 12 = 375 \text{ г/моль}$$

При нанесении покрытия на поверхность образца протекает реакция разложения (пиролиз) металлоорганического комплекса на летучие соединения и остаток - оксид циркония. Молярная масса оксида циркония равна:

$$M_{\text{ZrO}_2} = M(\text{Zr}) + 2 \cdot M(\text{O}) = 91 + 2 \cdot 16 = 123 \text{ г/моль.}$$

Т.е. в процессе пиролиза молярная масса изменится в 3 раза ($k = 3$). Результаты замеров сведены в таблицу 1

Таблица 1. Параметры образцов ВТ-20 с покрытием оксида циркония

Количество слоёв покрытия (мыла*)	Плотность циркониевого покрытия ZrO_2 , г/см ³	Масса образца с покрытием («мылом») m_2 , г	Масса образца без покрытия («мыла») m_1 , г	Площадь образца S , см ²	Толщина покрытия h (по формуле (1)), мкм
1	5,60	4,2532	4,2520	3,99	0,54±0,26
7	5,60	4,4950	4,4940	3,99	0,45±0,26
15	5,60	4,8725	4,8714	3,99	0,49±0,26
1*	5,60	16,4236	16,4402	18,81	0,30±0,18

Методика интерференционного метода испытания (по цвету интерференционной картины под микроскопом пленки ZrO_2).

Интерференционные полосы равной толщины локализируются вблизи поверхности и легко наблюдаются невооруженным глазом или с помощью микроскопа. Согласно полученным данным у образцов с 3-кратным и 7-кратным покрытием наблюдались цвета – от красного до зеленого (длина волны соответственно 780 и 550 нм), т.е. толщина самих покрытий составила $0,39 \div 0,275$ мкм (половина длины волны).

Обобщая результаты трёх независимых методов измерения покрытий, можно сделать, на первый взгляд, парадоксальный вывод о том, что толщина покрытия не зависит от кратности слоев и составляет порядка 0,3-0,5 мкм.

По-видимому, каждый последующий слой уже не прилипает к предыдущему. Поэтому полученный ранее [2] результат о влиянии толщины (кратности слоев) покрытия на эффект пластифицирования, скорее всего, связан с термоциклированием материала в процессе неоднократного повторения процедуры пиролиза, не с изменением толщины покрытия.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ №10-02-00685-а и ФЦП "Кадры" ГК П2316.

1. Мятеев А.А., Мерсон Д.Л., Выбойщик М.А., Цвелев В.В., Климов Ю.Н. Исследование влияния тонкопленочного покрытия из оксида циркония на параметры акустической эмиссии феррито-мартенситной стали типа 1X13M2C2. // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы. 1990. Вып.4 (38). С. 33–36.
2. Выбойщик М.А., Мятеев А.А. Использование тонких оксидных покрытий для повышения пластичности и коррозионной стойкости металла//Сварочное производство, 1992, № 4, с 16-17.
3. Мерсон Д.Л., Вагапов М.А., Боброва О.М. Пластифицирующий эффект тонкопленочных оксидных покрытий на примере высокопрочного титанового сплава ВТ-20// Сборник трудов IV Международной школы «Физическое материаловедение». Тольятти, 2009. – С.133-134.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ГЦК МАТРИЦЕЙ И НАНОЧАСТИЦАМИ

Данейко О. И., Ковалевская Т. А., Колупаева С. Н., Кулаева Н. А., Семенов М. Е.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,
olya_dan@mail.ru

Математическое моделирование пластической деформации на основе математических соотношений является в настоящее время необходимой составной частью методов исследования физических свойств материалов. В настоящей работе проведено математическое моделирование пластической деформации дисперсно-упрочненного материала с некогерентными наночастицами и металлической ГЦК матрицей.

Введение дисперсной упрочняющей фазы в материал ведет к существенному усложнению объекта моделирования. Взаимодействие дислокаций с частицами в процессе пластической деформации помимо упрочняющего эффекта приводит к появлению ряда новых элементов дислокационной структуры [1]. Между структурными элементами в ходе деформации и последующих релаксационных процессов возможны взаимные превращения. При этом характер и результат взаимодействий элементов дислокационной структуры с частицами может меняться с изменением соотношений масштабных характеристик упрочняющей фазы (размера, формы частиц, расстояния между частицами) и расстояния между дислокациями [1].

Использованная в работе математическая модель [2] представляет собой систему дифференциальных уравнений баланса элементов деформационной дефектной среды (сдвигобразующих дислокаций, призматических дислокационных петель межузельного и вакансионного типа, дислокаций в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, межузельных атомов, моновакансий и бивакансий). В настоящей работе исследование выполнено в предположении, что частицы являются некогерентными, недеформируемыми, сферическими. В модели учтены основные процессы генерации, аннигиляции и релаксационной трансформации дислокаций различного типа и точечных дефектов.

В общем виде систему дифференциальных уравнений баланса деформационных дефектов можно представить следующим образом [2]:

$$\frac{d\bar{X}}{da} = G(\bar{X}, \bar{Y}, a, t) - A(\bar{X}, \bar{Y}, a, t) - R(\bar{X}, \bar{Y}, a, t),$$

где \bar{X} – вектор переменных, характеризующих дефектную среду, \bar{Y} – вектор переменных, характеризующих внешнее воздействие, a – степень деформации сдвига, t – время, $G(\bar{X}, \bar{Y}, a, t)$, $A(\bar{X}, \bar{Y}, a, t)$, $R(\bar{X}, \bar{Y}, a, t)$ – функции генерации, аннигиляции и релаксационной трансформации деформационных дефектов. Математическая модель включает также уравнение, связывающее скорость деформации с приложенным воздействием и дефектностью деформируемого материала [2]:

$$\dot{a} = \frac{8}{\pi} \frac{v_D B \beta_r^{1/2}}{\xi^{1/6} F (1 - \beta_r)} \frac{\tau^3 ((1 - \beta_r) \rho_m + \rho_p + \rho_d) (\tau - \tau_a)^{1/3}}{G^{4/3} b^{1/3} (\tau^2 - G^2 b^2 \xi \beta_r \rho_m)^{1/2}} \exp\left[-\frac{0,2 G b^3 - (\tau - \tau_a) \Lambda b^2}{k T}\right],$$

где τ – приложенное напряжение, $v = v_D b / \Lambda$, v_D – частота Дебая, b – модуль вектора Бюргерса, параметр F определяется формой дислокационных петель и их распределением в зоне сдвига, B – параметр, определяемый вероятностью образования дислокационных барьеров, ограничивающих зону сдвига, G – модуль сдвига, k – постоянная Больцмана, T – температура деформирования, β_r – доля реагирующих дислокаций леса,

ξ – доля дислокаций леса, $\tau_a = \tau_f + \frac{Gb}{\Lambda_p - \delta} + \alpha_a Gb\rho^{1/2}$, τ_f – напряжение трения, δ –

размер частиц, Λ_p – расстояние между частицами второй фазы.

Для реализации математической модели пластической деформации гетерофазных материалов с некогерентной упрочняющей фазой разработан пакет прикладных программ SPFCC [3]. В расчетном модуле пакета использованы многошаговый неявный метод Адамса и многозначный неявный метод Гира переменного порядка в представлении Нордсика. Исследовано влияние температуры, скорости деформации, начальной плотности дислокаций, размера упрочняющих частиц и расстояния между ними на деформационное упрочнение материала и эволюцию его дефектной структуры в процессе пластической деформации. Диаметр частиц варьировался в пределах от 5 нм до 20 нм, расстояние между ними – от 50 нм до 100 нм. Результаты расчетов получены для случая деформирования кристалла с постоянной скоростью деформации.

В дисперсно-упрочненных материалах с нанодисперсной упрочняющей фазой напряжение течения и плотность составляющих деформационной дефектной подсистемы значительно выше, чем в материалах с более крупными частицами при одинаковой объемной доле упрочняющей фазы [4].

Выявлено (рис. 1), что с увеличением размера частиц или уменьшением расстояния между ними напряжение течения возрастает в широком спектре температур деформации. При уменьшении объемной доли упрочняющей фазы за счет увеличения расстояния между частицами (рис. 1) происходит заметное уменьшение напряжения течения, но при этом сохраняется качественное поведение кривых температурной зависимости. При увеличении степени деформации наблюдается увеличение температурной зависимости напряжения течения при низких температурах (до 350К). Это обусловлено тем, что при увеличении температуры всё больше точечных дефектов становятся подвижными и включаются в аннигиляционные процессы.

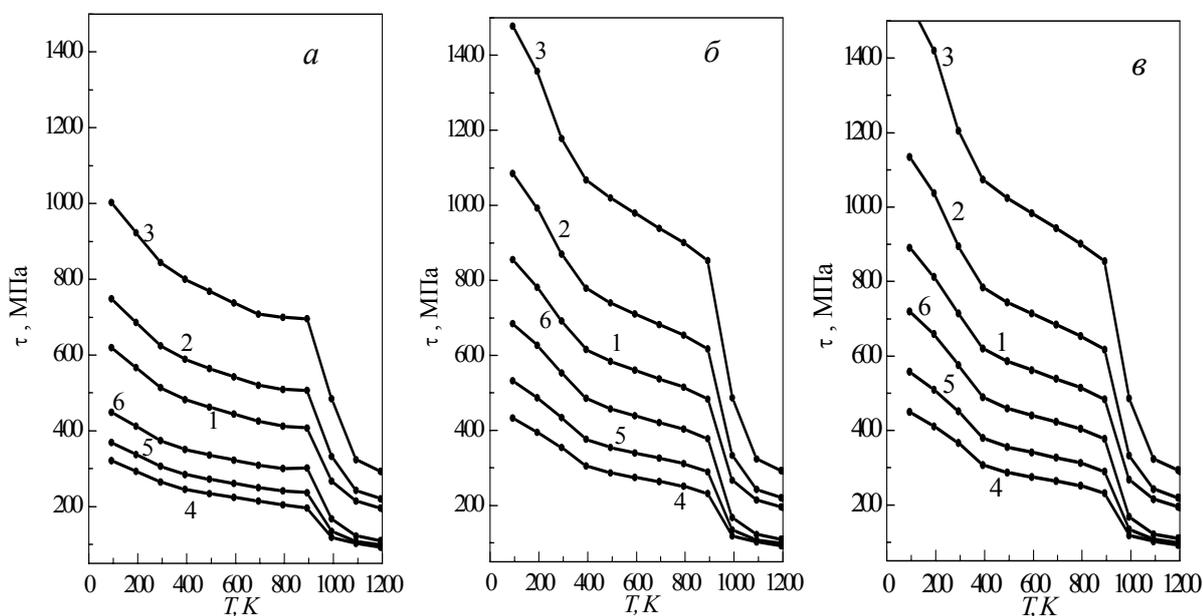


Рис.1. Температурная зависимость напряжения течения. Медная матрица, упрочненная частицами диаметром, нм: 1, 4 – 5; 2, 5 – 10; 3, 6 – 20; расстояние между частицами, нм: 1, 2, 3 – 50; 4, 5, 6 – 100. Степень деформации: а – 0,1; б – 0,3; в – 0,5.

Наиболее сильная температурная зависимость напряжения течения в материале на основе меди наблюдается при температуре деформации 900 К–1000 К на всех кривых напряжения течения, независимо от объемной доли упрочняющей фазы и степени деформации (рис. 1а, б, в). При высоких температурах термодинамически равновесные точечные дефекты становятся подвижными и играют большую роль в аннигиляции дислокаций, что обуславливает значительное снижение напряжения течения.

Качественные закономерности поведения кривых, описывающих температурную зависимость напряжения течения (рис. 2) и плотностей составляющих дислокационной подсистемы в материалах с разной ГЦК матрицей (никелевой, медной или алюминиевой), аналогичны. Наиболее сильно температурная зависимость напряжения течения выражена при низких температурах деформации за счет вовлечения в аннигиляционные процессы всё большего числа деформационных точечных дефектов и при высоких (близких к температуре плавления) температурах за счёт термодинамически равновесных точечных дефектов.

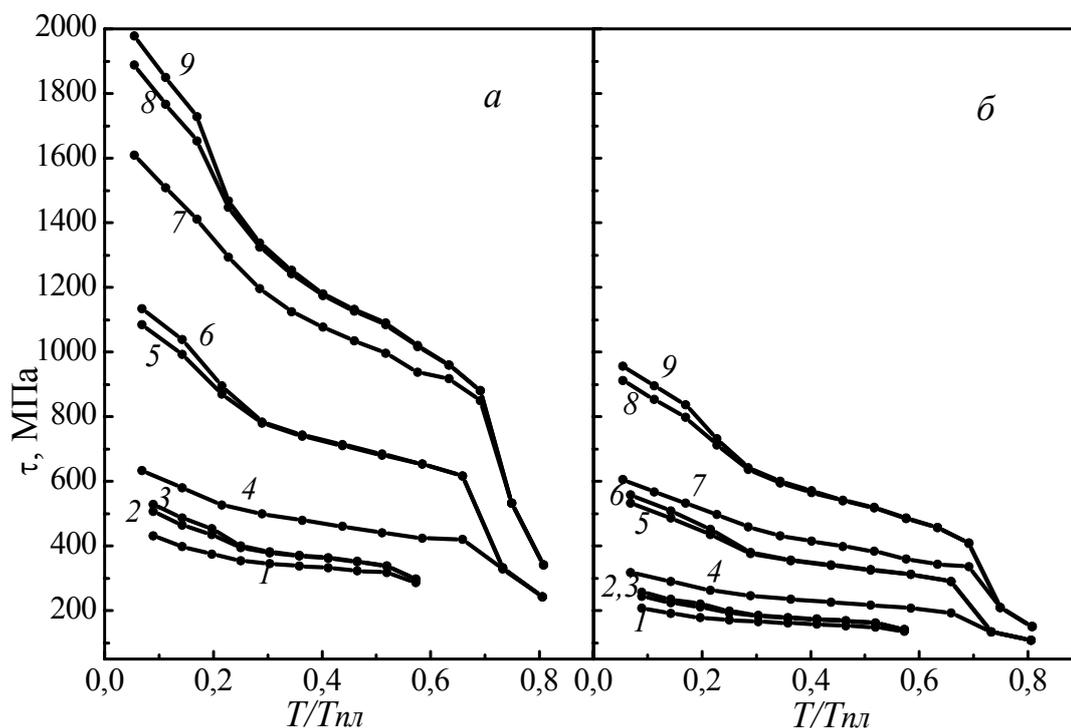


Рис. 2. Зависимость напряжения течения от гомологической температуры. Дисперсно-упрочненный материал на основе: 1, 2, 3 – алюминия, 4, 5, 6 – меди, 7, 8, 9 – никеля. Степень деформации: 1, 4, 7 – 0,1; 2, 5, 8 – 0,3; 3, 6, 9 – 0,5. Диаметр частиц 10 нм; расстояние между частицами, нм: а – 50, б – 100.

Список литературы

1. Ковалевская Т.А., Виноградова И.В., Попов Л.Е.. Математическое моделирование пластической деформации гетерофазных сплавов. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1992. – 168 с.
2. Попов Л.Е., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н. Математическое моделирование пластической деформации скольжения в дисперсно-упрочненных материалах / Структурно-фазовые состояния и свойства металлических систем. – Томск: Изд-во НТЛ, 2004. – С. 135-163.
3. Колупаева С.Н., Семенов М.Е. Пакет прикладных программ для исследования пластической деформации скольжения в ГЦК материалах // Вестник ТГАСУ. - 2005. - №1. - с. 36-46.
4. Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н. Математическое моделирование пластической деформации наноструктурных дисперсно-упрочненных материалов с ГЦК матрицей / Математическое моделирование систем и процессов. 2008. №16. – С. 28-36.

ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЕЧЕННЫХ ПОРОШКАХ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА Ni–Mn–Ga ВО ВНЕШНИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Ховайло В. В.¹⁾, Коледов В. В.²⁾, Шавров В. Г.²⁾, Мики Х.³⁾, Такаги Т.³⁾

¹⁾НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

²⁾ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН, Москва, Россия

³⁾Institute of Fluid Science, Tohoku University, Sendai, Japan

khovaylo@misis.ru

Введение

Гигантские (до 10%) деформации, индуцированные магнитным полем в монокристаллах нестехиометрических сплавов Гейслера Ni–Mn–Ga привлекает существенное внимание к изучению этих материалов (см. обзоры [1,2]). С точки зрения практических применений гигантских магнитодеформаций представляется интересным изучение магнитомеханических свойств поликристаллов [3]. Наряду с этим изучались также образцы Ni–Mn–Ga, полученные методом электроимпульсного спекания [4, 5]. В данной работе представлены результаты дилатометрических исследований особенностей мартенситных превращений в спеченных порошках сплавов Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga (0.16 ≤ x ≤ 0.20) во внешних магнитных полях.

Приготовление образцов

Сплавы Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga с номинальной композицией Ni_{2.16}Mn_{0.84}Ga, Ni_{2.18}Mn_{0.82}Ga и Ni_{2.20}Mn_{0.80}Ga были приготовлены методом дуговой плавки в атмосфере аргона. Термообработка полученных слитков заключалась в отжиге в вакууме при температуре 1100 К в течение 9 дней с последующей закалкой в ледяную воду. Часть слитков использовалась для приготовления образцов методом электроимпульсного спекания. Для этой цели слитки размалывались в порошок, который просеивался через сито с размером ячейки 53 мкм. Методика приготовления спеченных порошков описана в [4, 5].

Зависимости линейных размеров образцов от температуры и магнитного поля измерялись на образцах размером 3×3×6 мм. Дилатометрические измерения проводились в магнитных полях до 5 Тл с помощью нечувствительных к полю тензодатчиков.

Экспериментальные результаты и их обсуждение

Дилатометрические кривые, измеренные при нагреве и охлаждении в спеченных порошках Ni_{2.16}Mn_{0.84}Ga, Ni_{2.18}Mn_{0.82}Ga и Ni_{2.20}Mn_{0.80}Ga показаны на рис. 1. Как типичный пример этих измерений, рассмотрим дилатометрические данные, полученные для Ni_{2.16}Mn_{0.84}Ga (рис. 1а). При нагреве длина образца монотонно возрастает вплоть до температуры начала обратного мартенситного перехода $A_S = 331$ К. Превращение из мартенсита в аустенит сопровождается резким увеличением длины образца. В аустенитном состоянии дилатометрическая кривая выполаживается. При последующем охлаждении длина образца начинает резко уменьшаться при температуре прямого мартенситного перехода $M_S = 328$ К.

Из данных дилатометрических измерений (рис. 1) следует, что изменение длины образца при мартенситном превращении (стрикция перехода) $\Delta l/l \sim 0.07\%$ в составе Ni_{2.16}Mn_{0.84}Ga. В образцах с большим избытком Ni ($x = 0.18$ и $x = 0.20$) стрикция перехода больше, $\Delta l/l \sim 0.2\%$ и $\Delta l/l \sim 0.1\%$, соответственно. Тот факт, что $\Delta l/l$ в составах с $x \geq 0.18$ больше, чем в образце $x = 0.16$ обусловлен, вероятно, тем, что они имеют разную кристаллическую структуру мартенситной фазы (моноклинная модулированная в $x = 0.16$ и тетрагональная немодулированная NM в $x \geq 0.18$, см. [1]). Это предположение

не объясняет, однако, большого отличия в $\Delta l/l$ между $\text{Ni}_{2.18}\text{Mn}_{0.82}\text{Ga}$ и $\text{Ni}_{2.20}\text{Mn}_{0.80}\text{Ga}$. Одной из возможных причин может быть то, что спеченные порошки этих составов отличаются по плотности, т.е. характеризуются разной степенью пористости.

Из рис. 1 видно, что во всех исследуемых составах длина образца увеличивается при переходе из мартенсита в аустенит. Подобное поведение является, в принципе, ожидаемым, т.к. объем элементарной ячейки аустенитной фазы больше, чем мартенситной (см. например [6]). Интересно отметить несколько особенностей, которые, на наш взгляд, присущи спеченым порошкам сплавов Гейслера с памятью формы. Во-первых, учитывая изотропную микроструктуру спеченного порошка можно предположить, что в этих материалах стрикция перехода пропорциональна изменению объема. Во-вторых, из-за присущей им пористости изменение объема при мартенситном превращении в спеченных порошках намного превышает изменение объема в поли- и монокристаллах.

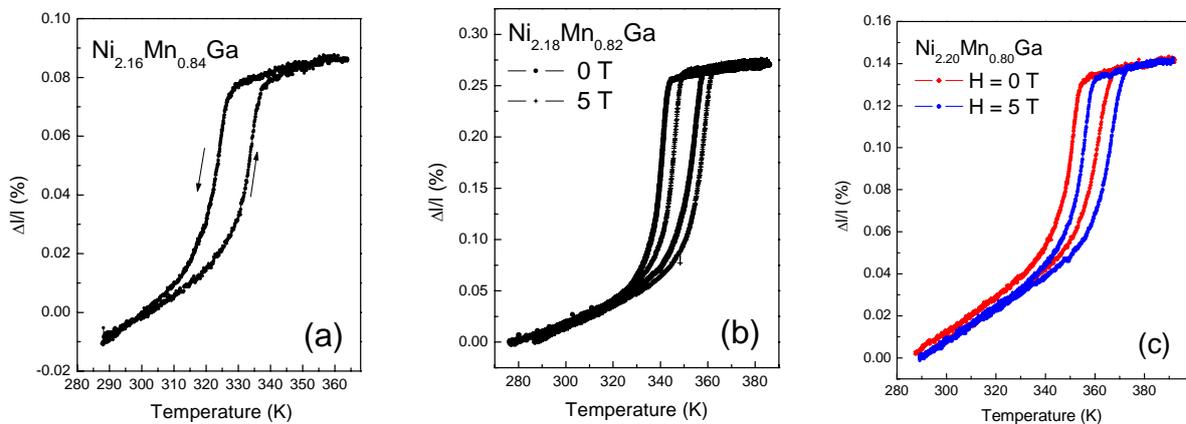


Рис. 1. Дилатометрические кривые спеченных порошков сплавов Гейслера $\text{Ni}_{2.16}\text{Mn}_{0.84}\text{Ga}$ (a), $\text{Ni}_{2.18}\text{Mn}_{0.82}\text{Ga}$ (b) и $\text{Ni}_{2.20}\text{Mn}_{0.80}\text{Ga}$ (c). Кривые нагрева и охлаждения показаны стрелками (для состава $\text{Ni}_{2.16}\text{Mn}_{0.84}\text{Ga}$). Для составов $\text{Ni}_{2.18}\text{Mn}_{0.82}\text{Ga}$ и $\text{Ni}_{2.20}\text{Mn}_{0.80}\text{Ga}$ приведены результаты измерений в нулевом магнитном поле и в поле 5 Тл. Кривые, измеренные в поле смещены в высоко-температурную область (примерно на 5 К) по отношению к кривым, измеренным без поля.

Дилатометрические кривые образцов $\text{Ni}_{2.18}\text{Mn}_{0.82}\text{Ga}$ и $\text{Ni}_{2.20}\text{Mn}_{0.80}\text{Ga}$, измеренные в нулевом магнитном поле и в поле $H = 5$ Тл (рис. 1b,c), указывают на то, что характерные температуры мартенситного превращения смещаются в сторону более высоких температур примерно на 5 К. Эта величина хорошо согласуется с данными, полученными на поликристаллических образцах одинакового химического состава [7]. Отличительной особенностью спеченных порошков $\text{Ni}_{2+x}\text{Mn}_{1-x}\text{Ga}$ является то, что приложение магнитного поля не влияет на стрикцию перехода, т.е. внешние магнитные поля до 5 Тл не влияют на изменение длины образца при мартенситном превращении. Эта характеристика разительно отличается от поведения поликристаллических образцов, в которых существенное увеличение стрикции перехода наблюдалось в намного меньшем магнитном поле $H = 1.4$ Тл [8]. Указанное различие обусловлено микроструктурой материалов. В случае поликристаллических образцов присущая в той или иной степени всем поликристаллам макроскопическая текстура приводит к тому, что во внешнем магнитном поле образование мартенситных вариантов, легкая ось намагниченности которых совпадает с направлением вектора внешнего магнитного поля, является более энергетически выгодным. Этот процесс и приводит к сильной зависимости стрикции перехода от магнитного поля. В случае образцов спеченных порошков, микроструктура которых является сильно изотропной, формирование мартенситных вариантов макро-

скопических размеров не происходит и, таким образом, стрикция перехода в магнитном поле не изменяется.

Список литературы

1. Васильев А.Н., Бучельников В.Д., Такаги Т., Ховайло В.В., Эстрин Э.И. Ферромагнетики с памятью формы // УФН. 2003. Т. 173. С. 577-608.
2. Söderberg O., Sozinov A., Ge Y., Hannula S.-P., Lindroos V.K. Giant magnetostrictive materials // Handbook of Magnetic Materials V. 16 P. 1-39 (Elsevier, 2006).
3. Takagi T., Khovailo V., Nagatomo T., Miki H., Matsumoto M., Abe T., Wang Z., Estrin E., Vasil'ev A., Bozhko A. Magnetostrain in Ni_{2-x}Mn_{1-x}Ga compounds prepared by arc-melting and SPS methods // Trans. Mat. Res. Soc. Jpn. 2001. V. 26. P. 197-200.
4. Wang Z., Matsumoto M., Abe T., Oikawa K., Takagi T., Qiu J., Tani J. Compressive properties of Ni₂MnGa produced by spark plasma Sintering // Mater. Trans. JIM. 1999. V. 40. P. 863-866.
5. Ховайло В.В., Коледов В.В., Шавров В.Г., Рычкова О.В. Магнитомеханические свойства ферромагнетиков с памятью формы Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga, полученных методом электроимпульсного спекания // Материаловедение. 2008. №8. С. 61-64.
6. Cong D.Y., Zetterström P., Wang Y.D., Delaplane R., Lin Peng R., Zhao X., Zuo L. Crystal structure and phase transformation in Ni₅₃Mn₂₅Ga₂₂ shape memory alloy from 20 K to 473 K // Appl. Phys. Lett. 2005. V. 87. P. 111906.
7. Божко А.Д., Васильев А.Н., Ховайло В.В., Дикштейн И.Е., Коледов В.В., Селецкий С.М., Тулайкова А.А., Черечукин А.А., Шавров В.Г., Бучельников В.Д. Магнитные и структурные фазовые переходы в ферромагнитных сплавах с памятью формы Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga // ЖЭТФ. 1999. Т. 115. С. 1740-1748.
8. Vasil'ev A.N., Estrin E.I., Khovailo V.V., Bozhko A.D., Ischuk R.A., Matsumoto M., Takagi T., Tani J. Dilatometric study of Ni_{2+x}Mn_{1-x}Ga under magnetic field // Int. J. Appl. Electromagn. Mech. 2000. V. 12. P. 35-40.

ПРИМЕНЕНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ МЕТОДОВ КОНТРОЛЯ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ КАВИТАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ЖИДКОСТЕЙ

Викарчук А. А., Растегаева И. И., Растегаев И. А., Селезнев М. Н.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия
fti@tltsu.ru

Настоящая работа посвящена применению акустических методов контроля для определения оптимальных режимов кавитационной обработки гетерофазных жидкостей: воды, эмульсии, нефти и нефтепродуктов.

Варьируя гидродинамические параметры (расход жидкости, давление, состав жидкости, температуру и т.д.), с помощью датчиков регистрируются и обрабатываются сигналы акустической эмиссии (АЭ). Регистрация и обработка сигналов АЭ проводилась с помощью акустико-эмиссионного комплекса «ЭЯ-1», производства Тольяттинского государственного университета: диапазон регистрируемых частот 30–1000 кГц; общий коэффициент усиления АЭ тракта $10^2 - 10^4$; частота дискретизации мгновенного значения сигнала для вычисления медианной частоты 6,25 МГц.

Проведенные исследования показали, что потребляемая обрабатываемой жидкостью мощность от двигателя вихревого кавитатора, температура на выходе, RMS, энергия АЭ сложным образом зависит частоты вращения активатора. Так из рис. 1.а видно, что начало кавитационных процессов связано с характерным изменением (некоторым уменьшением) мощности потребляемой двигателем, при этом температура резко уве-

личивается и появляется пик акустической эмиссии в определенном интервале частот вращения активатора (рис. 1.б). Анализ показал, что падение потребляемой мощности и рост температуры наблюдается при скорости вращения активатора более 2500 об/мин. Пик акустической эмиссии (RMS) при обработке воды возникает при 2880 об/мин (рис. 1.б). Следовательно, при данных оборотах активатора в жидкости начинается интенсивная кавитация, образуются кавитационные зоны, плотность жидкости из-за большого содержания пузырьков газа уменьшается, позволяя дискам кавитатора вращаться свободнее.

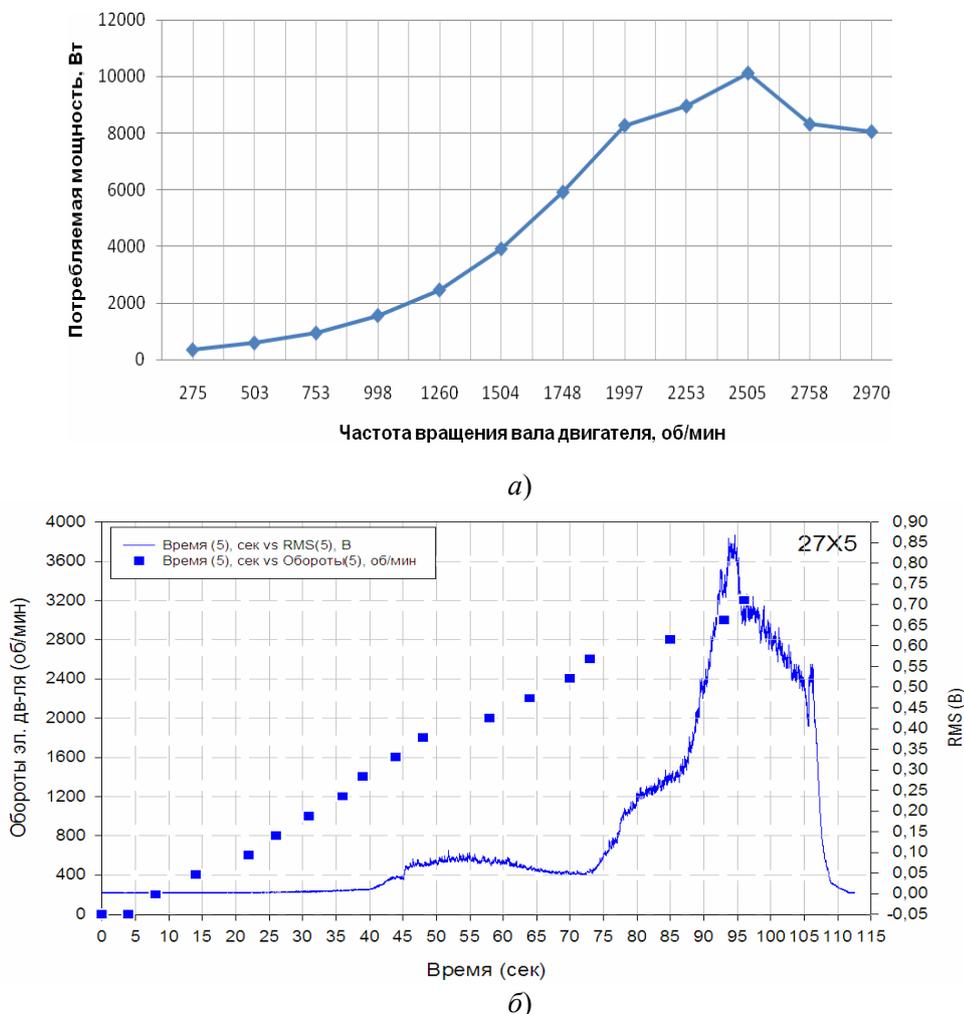


Рис. 1. Зависимость потребляемой двигателем кавитатора мощности (а) и акустической эмиссии от частоты вращения активатора (б).

Для других жидкостей расположение, амплитуда пика АЭ (RMS), медианная частота и энергия сигналов АЭ отличаются. Однако по этим параметрам всегда можно определить оптимальный режим работы кавитационной установки, при котором вода активизируется (существенно изменяются ее свойства), эмульсия СОЖ обеззараживается (уничтожаются все виды микроорганизмов), нефтешлам преобразуется в коммерческий продукт, а глубина переработке нефти возрастает.

Работа выполнена при поддержке гранта АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы(2009-2010)» №1463, з/б №21943, ФЦП «Научные и научно – педагогические кадры инновационной России» №П392.

НАНООБЪЕКТЫ, МИКРОИЗДЕЛИЯ И НАНОМАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ МЕТАЛЛА

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

Тольяттинский государственный университет, Тольятти,
fti@tltsu.ru

Ранее, методом электроосаждения металла из водных растворов электролита, авторами было получено большое многообразие металлически нано-, микрочастиц и кристаллов, имеющих одну или шесть осей симметрии пятого порядка [1].

Современными физическими методами исследования, такими как: просвечивающая и сканирующая электронная микроскопия, электронография, металлографии и атомно-силовая микроскопия были изучены особенности их строения. Установлено, что специфика пентагональных частиц заключается в наличии в них высокоэнергетических дефектов дисклинационного типа. Кроме того теоретически было предсказано и экспериментальными методами доказано, что пентагональные частицы образуются из некристаллических кластеров (икосаэдрических или декаэдрических) или образуются беззародышевым способом на дефектах дисклинационного типа, находящихся в подложках. Все эти особенности определяют эволюцию частиц в процессе роста или последующей термообработки, а так же обеспечивают им необычные свойства.

Для изготовления готовых изделий из металлических микро- и наночастиц, в настоящее время, используют методы порошковой металлургии, например, компактирование и спекание. Известно, что из-за процессов рекристаллизации и образования несовершенных границ раздела зерен эти технологические операции заметно снижают свойства получаемого продукта. Мы считаем, что изготавливать массивные изделия из пентагональных нано- и микрообъектов экономически не выгодно и предлагаем выращивать из них, используя их как затравку, готовые изделия.

Установлено, что именно наличие в пентагональных объектах, высокоэнергетических дефектов дисклинационного типа, позволяет целенаправленно управлять ростом отдельных частиц. Так как энергия дисклинации пропорциональна квадрату расстояния [2], то радиальный рост нитевидного кристалла энергетически не выгоден, поэтому в процессе электроосаждения преимущественно реализуется рост в длину. Высокая концентрация неравновесных вакансий, образующихся в процессе электрокристаллизации и термообработки, а также напряжения от дисклинации (сжатие в центре и растяжение на периферии) способствуют их диффузии к центру, образованию нанопор и полостей в кристалле. Так в процессе электролитического роста или термообработки нитевидный пентагональный кристалл преобразуется в пентагональную микротрубку, а частица в микроконтейнер.

В ходе экспериментов было замечено, что пентагональные микротрубки получаются из стержней при потенциостатическом режиме осаждения металла, а выброс усов пентагональными кристаллами и образование игольчатых пентагональных кристаллов происходит преимущественно в гальваностатическом режиме. Это можно использовать для получения полых трубок и игольчатых кристаллов.

В работе [3] описаны оригинальные авторские методики выращивания готовых изделий из нитевидных пентагональных кристаллов в виде: полого микропровода и высокопрочного металлического зонда.

Из икосаэдрических малых частиц предлагается создавать микроконтейнеры, эффективные катализаторы для нефтехимической промышленности и сорбционные слои для фильтровальных элементов.

Методом термообработки пентагональных частиц и кристаллов, полученных методом электроосаждения металла, возможно формирование нанопористого материала, который в дальнейшем найдет широкое применение в химических отраслях.

Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» (з/к № П2382 и № П2620).

1. Викарчук А.А., Воленко А.П. Пентагональные кристаллы меди: многообразие форм роста и особенности внутреннего строения // ФТТ. 2005. Т. 47, вып. 2. С. 339 – 344.
2. Владимиров В.И., Романов А.Е. Дисклинации в кристаллах // Ленинград: Наука, 1986. – 224с.
3. Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В. Специфические нанообъекты и микроизделия из них, полученные методом электроосаждения металла // Журнал Перспективные материалы, 2008, №6, С. 109 – 114.

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ IN-SITU ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ ТУГОПЛАВКИХ НАНОПОЛНИТЕЛЕЙ ПЕРСПЕКТИВНЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

Комаров А. И., Комарова В. И., Шипко А. А.

*Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Беларусь,
komarova@inmash.bas-net.by*

В условиях возросших требований к форсированию режимов работы узлов трения традиционные сплавы алюминия не выдерживают возросший уровень термомеханических нагрузок, и, кроме того, имеют недостаточную износостойкость рабочих поверхностей. Последнее вызывает необходимость поиска путей создания новых функциональных материалов. Перспективным направлением решения этих задач является создание композиционных материалов (КМ) на базе алюминиевых сплавов с включением в их структуру тугоплавких керамических наполнителей, в качестве которых наиболее часто используются SiC, Al₂O₃, B₄C, TiC, Ti, обладающие высокими механическими свойствами. Обычно размер используемых армирующих частиц составляет 20–60 мкм, а в ряде случаев значительно превышающий этот диапазон [1]. В частности, размер частиц Ti, используемого для получения КМ, составляет 650–1000 мкм [1]. Значительные возможности в целенаправленном регулировании свойствами КМ открываются при использовании наноразмерных наполнителей [2], однако это связано с рядом проблем. Прежде всего, достаточно дорогостоящим является процесс получения нанопорошков. Также сложной технической задачей является введение наномодификаторов в расплавы и равномерное распределение частиц в них. Имеющейся к настоящему времени информации недостаточно для решения этих задач.

Следует ожидать, что эффективным технологическим приемом может явиться модификация поверхности исходных порошковых наполнителей путем легирования реакционно-активными элементами, вследствие чего их частицам могут быть приданы свойства, отсутствующие у них первоначально. При этом достигается новые фазовый и функциональный составы поверхности порошковых модификаторов, снижается количество примесей, адсорбированных и хемосорбированных соединений, унифицируется структура поверхности, что способствует повышению ее реакционной активности к алюминиевой матрице.

Цель работы – изучение структурно-фазовых превращений в микродисперсных (МДП) и ультрадисперсных (УДП) порошковых модификаторах, легированных по специальной технологии реакционно-активными элементами, приводящими к протеканию химических реакций, обеспечивающих создание *in-situ* тугоплавких керамических наноструктурированных наполнителей различного типа, их использование при разработке алюмоматричных КМ.

Матрицей при разработке КМ служил эвтектический силумин АК12М2МгН, широко используемый для изготовления деталей цилиндро-поршневой группы, а исходных наполнителей – МДП и УДП гексагонального нитрида бора (ГНБ) с размером частиц 5–20 и 0,2–1,0 мкм соответственно и УДП диоксида кремния с размером частиц 0,6–1,0 мкм. Для обеспечения смачивания частиц этих модификаторов расплавом осуществляли их легирование элементами, обладающими химическим сродством к алюминию. Исследование фазовых и структурных превращений в модификаторах и отливках КМ проводили методами рентгеноструктурного и металлографического анализов.

Полученные результаты рентгенофазовых исследований показали, что на дифрактограмме исходного МДП-наполнителя ГНБ присутствуют только отражения, характерные для этого нитрида (рис. 1 *a*).

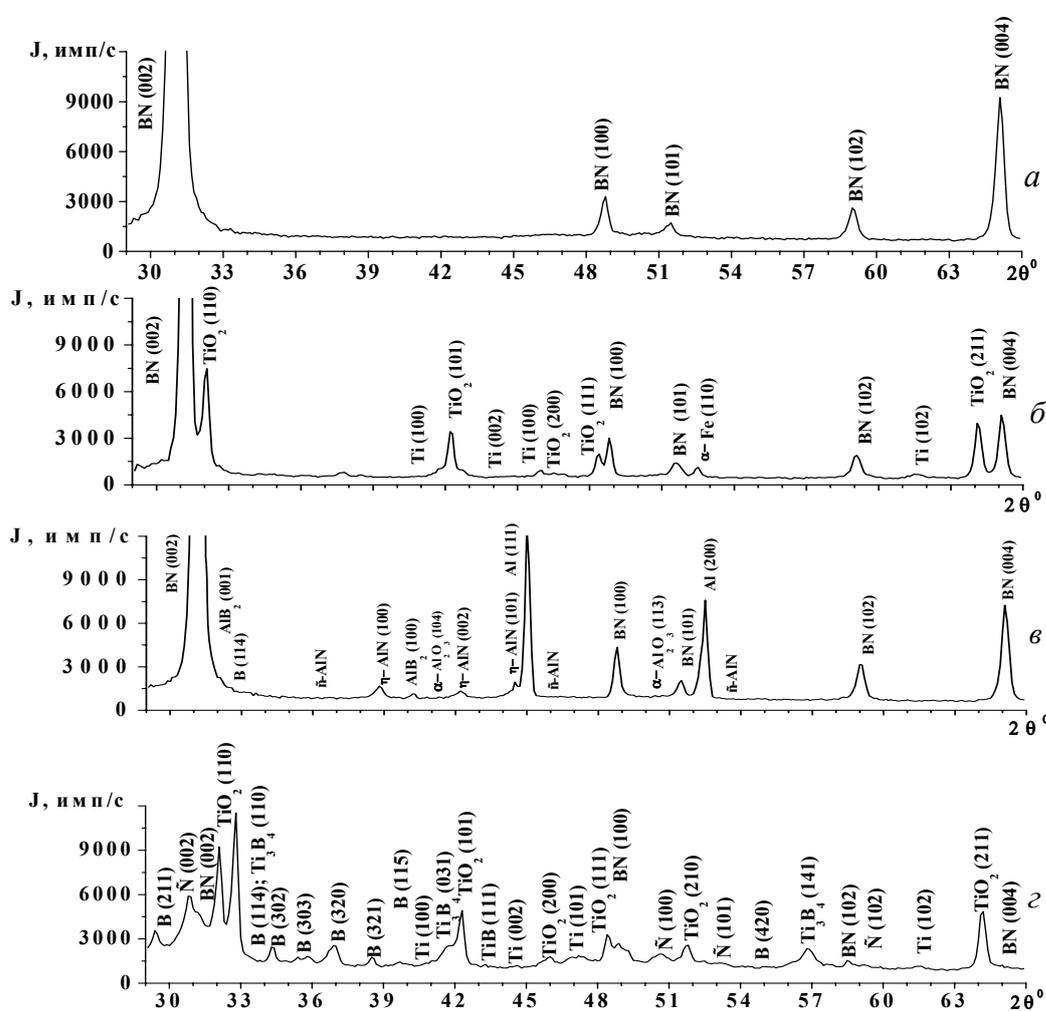


Рис. 1. Дифрактограммы ГНБ-модификаторов: *a*–исходное состояние; *б*–легирование Ti; *в*–алюминием; *г*–титаном и бором

Легирование титаном этого модификатора вследствие реакций *in-situ* приводит к формированию в нем TiO₂ (рутила) и свободного Ti с размером частиц наноуровневого диапазона (рис. 1 *б*). Это обеспечивает получение композиционного наноструктуриро-

ванного полифункционального модификатора (КНПМ1). Применение в качестве легирующего элемента алюминия также сопровождается существенным изменением фазового состава МДП ГНБ- модификатора. В этом случае в нем формируется комплекса керамических тугоплавких наночастиц – нитридов AlN с гексагональной и кубической решетками, AlB_2 , $\alpha-Al_2O_3$ (КНПМ2; рис. 1б). Процесс механоактивации ГНБ, приводящий к его диспергированию, в процессе специального легирования бором и титаном сопровождается формированием в нем (рис. 1з) широкого спектра наноструктурированных соединений (TiO_2 , TiB , Ti_3B_4) и реакционноактивных элементов (B, Ti), приводящих к образованию КНПМ3.

Разработанные физико-химические принципы позволили получить нанонаполнители и на базе исходного УДП диоксида кремния. В качестве примера на рис. 2 приведены данные его рентгенофазового анализа в исходном состоянии (рис.2а) и после обработки элементами, обладающими химическим сродством к алюминию.

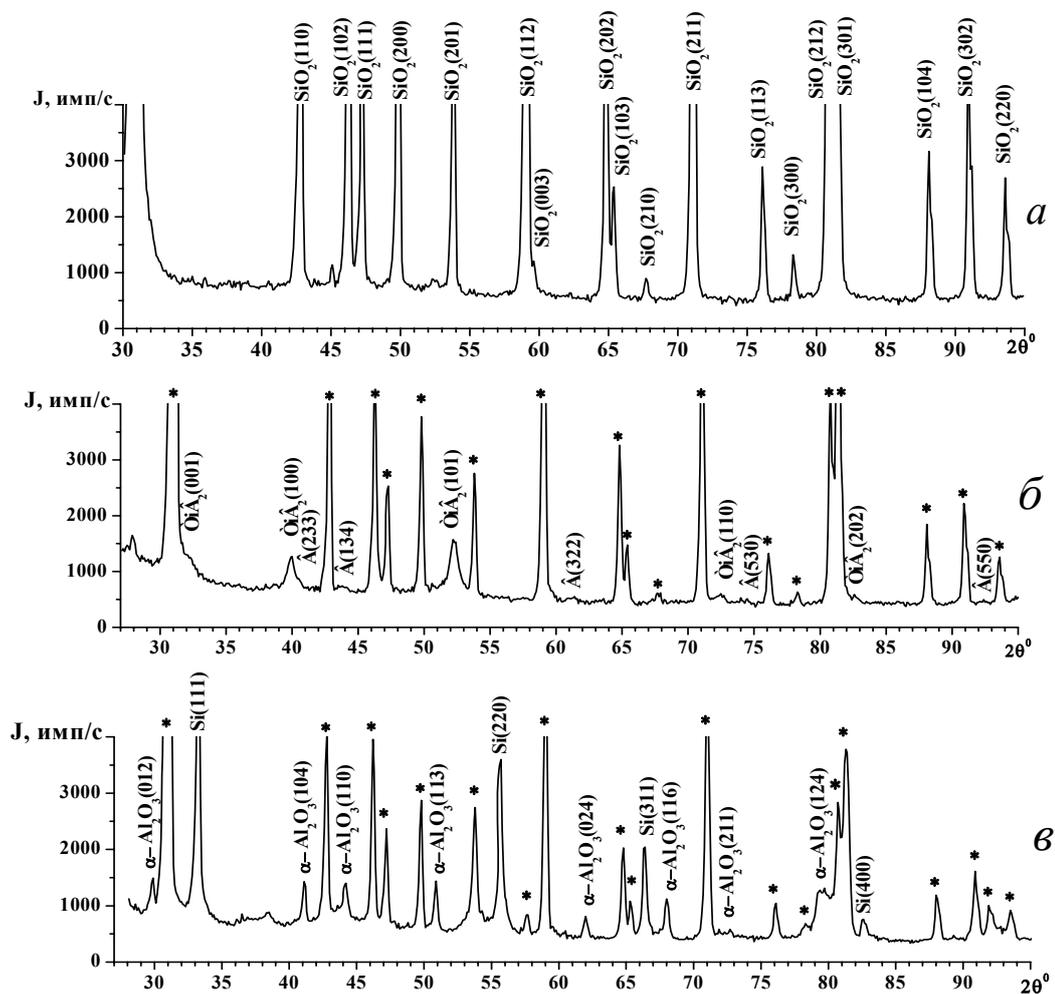


Рис. 2. Дифрактограммы исходного УДП SiO_2 (а), модифицированного бором и титаном (б), алюминием (в; *-отражения SiO_2)

Как следует из анализа представленных данных, в исходном состоянии УДП SiO_2 представлен порошком кварца гексагональной сингонии (рис. 2а). Обработка УДП SiO_2 в среде бора и титана сопровождается изменением его структуры, которое заключается в появлении в ней TiB_2 и непрореагировавшего бора (КНПМ4; рис. 2б) вследствие химических реакций, протекающих непосредственно в исходной шихте. Легирование УДП SiO_2 алюминием приводит к формированию в значительном количестве наноструктурированных Si , $\alpha-Al_2O_3$ (КНПМ5; рис. 2в). Показано, что следствием легирования

диоксида кремния Al, Ti и углеродсодержащей компонентой является КНПМ, состоящий из смеси керамических наночастиц – Si, α -Al₂O₃, SiC, TiC и УДП SiO₂. Из этого следует, что процессы модифицирования УДП SiO₂ также приводят к структурным превращениям в нем и повышают его реакционную активность.

Установлено, что армирование сплава АК12М2МгН разработанными наполнителями оказывает значительное модифицирующее воздействие на его структуру, что проявляется в диспергировании как α -фазы, так и эвтектики и достаточно равномерном распределении структурных составляющих (рис. 3). Интересный эффект достигается при армировании силумина наполнителем КНПМ2 (рис. 3 б). Видно, что структура композита по сравнению с исходным сплавом характеризуется мелким зерном α -фазы, дисперсной эвтектикой и наличием фаз Al₈Cu₃Ni, FeNiSi, CuNi равноосной формы, достаточно равномерно распределенных в композите. Значимый эффект воздействия на структурное строение сплава АК12М2МгН достигается его армированием модификатором КНПМ5 (рис. 3 в). В этом случае в КМ образуются свободный Si наноразмерного диапазона и структура, характерная для заэвтектических силуминов – содержание кремния в КМ, как следует из полученных данных, возрастает с 12–13 до 16–17 мас. %. Последнее связано с восстановлением кремния алюминием, приводящим к формированию наночастиц α -Al₂O₃.

Установлено, что армирование силумина АК12М2МгН разработанными модификаторами обеспечивает повышение его износостойкости в 2,5–3 раза, твердости в 1,8 раз при одновременном снижении коэффициента трения до 3 раз и расширении диапазона рабочих нагрузок.

Таким образом, разработанные физические принципы позволили создать композиционные тугоплавкие керамические наноструктурированные полифункциональные модификаторы, которые обеспечивают одновременное армирование алюминиевой матрицы микро- и наночастицами различной природы, что достигается варьированием составом исходной шихты. Это открывает широкие возможности для создания перспективных материалов и целенаправленного регулирования свойствами создаваемых КМ.

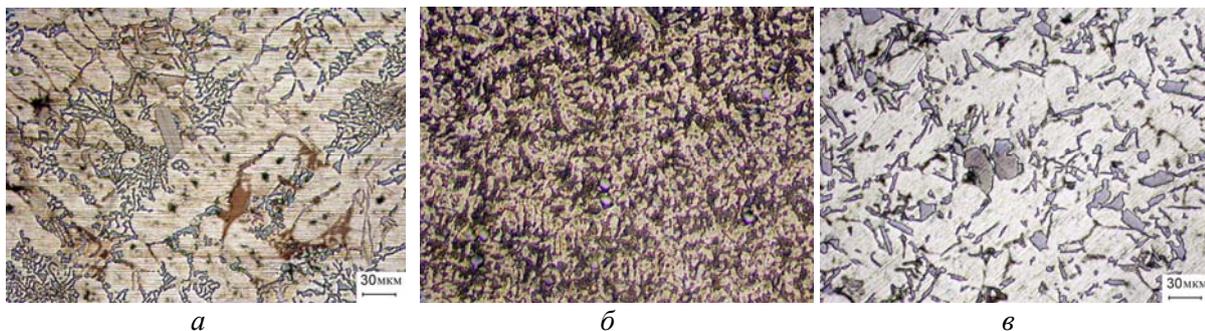


Рис. 3. Микроструктура исходного сплава АК12М2МгН (а), армированного модификаторами НКПМ2 (б) и НКПМ5 (в)

Список литературы

1. Михеев Р.С., Калашникова И.Е., Кобелева, Чернышева Т.А. Разработка композиционных материалов // ФХОМ, 2009, №3, с.85–90.
2. Крушенко Г.Г., Фильков М.Н. Модифицирование алюминиевых сплавов нанопорошками // Нанотехника, 2007, т. 12, № 4, с. 58–64.
3. УДК. 621.785.5

КОМПОЗИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ НЕТРАДИЦИОННЫМ МЕТОДОМ

Штеренберг А. М., Валюженич М. К., Кривченко А. Л.

Самарский Государственный технический университет г. Самара.

Современное машиностроение требует новые материалы для создания высоко технологичных деталей работающих в условиях высоких температур и знакопеременных нагрузках. Особенно остро стоит вопрос создания упрочняющих защитных покрытий на базе тугоплавких соединений таких, как титановые сплавы. Одним из решений поставленной задачи является использование импульсных способов с применением конденсированных взрывчатых веществ и в частности воздействие на обрабатываемую поверхность импульсным потоком низкотемпературно ударносжатой плазмы.

Упрочнение в специальном устройстве (рис.1.) подверглись образцы из титановых сплавов ВТ 1, ВТ 20, ОТ4; В качестве покрытий использовались порошки графита, бора, нитрида бора, карбида титана.

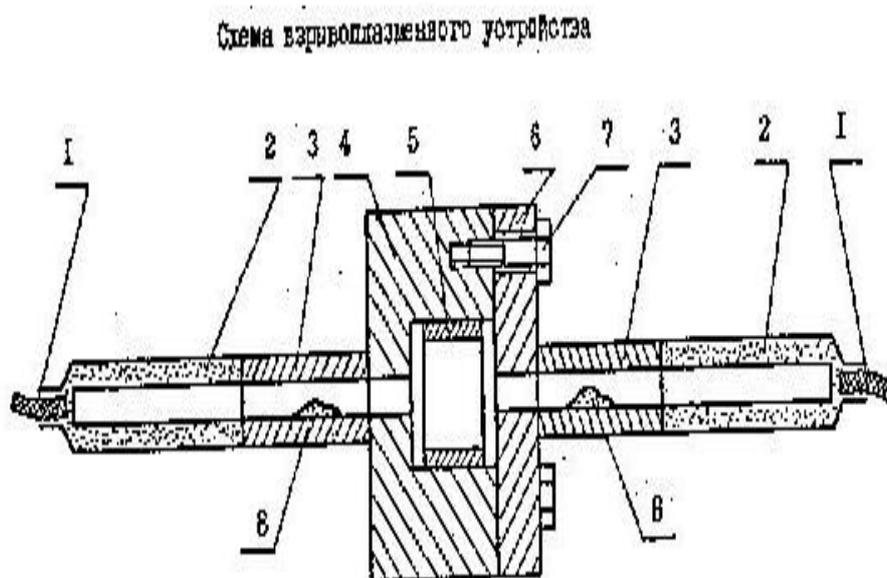


Рис. 1. Схема взрывоплазменного устройства со встречными зарядами: 1 – детонационный шнур; 2 – заряд ВВ; 3 – переходный канал; 4 – рабочая камера; 5 – образцы; 6 – крышка рабочей камеры; 7 – крепеж рабочей камеры; 8 – распыляемый порошок.

Для изучения полученных покрытий использовался рентгеноструктурный анализ, металлографический анализ, измерялась микротвердость по глубине покрытия и подложки.

Выяснено, что в результате взаимодействия поверхности расплава с нагретым до высокой температуры частицами порошка образуются тугоплавкие соединения титана с бором, углеродом, и азотом. Степень превращений исходных компонентов зависит от концентрации неметалла в плазменном потоке, а так же плотности теплового потока и времени её контакта с поверхностью образца.

Список литературы

1. Валюженич М.К., Кривченко А.Л., Штеренберг А.М., Модификация поверхности титановых сплавов взрывоплазменным напылением. Журнал "Деформация и разрушение материалов" Наука и технология. Москва. 2008г., вып.5., с.44-47.

ИЗМЕНЕНИЕ КИНЕТИКИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ TiNi ПРИ МНОГОКРАТНЫХ ТЕПЛОСМЕНАХ

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

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
AlekSPB@km.ru

Сплавы с памятью формы обладают уникальной способностью накапливать при охлаждении и восстанавливать при нагревании значительные неупругие деформации. Для этого охлаждение и нагревание сплава необходимо проводить через интервал полного мартенситного превращения при действии постоянного напряжения. В этом случае будут наблюдаться эффект пластичности превращения – накопления деформации и эффект памяти формы – восстановление деформации. На этой основе создано большое количество технических приложений. Однако параметры этих эффектов (температуры срабатывания и величина деформации) изменяются при многократном термоциклировании. Поэтому для успешной работы конструкций из сплавов с памятью формы необходимо учитывать изменение характеристик деформационных эффектов при многократных теплосменах через интервал мартенситных превращений. Целью настоящей работы является исследование влияния термоциклирования на характеристики мартенситного превращения в сплаве TiNi.

Проволочные образцы сплава Ti-50.0 ат. % Ni диаметром 0.5 мм были предварительно отожжены при температуре 500 °С и закалены в воде. Ненагруженные образцы термоциклировали в интервале мартенситных превращений от 140 °С до 0 °С и исследовали изменение электросопротивления 4-х зондовым методом и изменение теплового потока методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Было установлено, что в первом термоцикле на калориметрических кривых, полученных в закаленном образце, присутствует один пик выделения тепла при охлаждении и один пик при нагревании. Однако анализ кривых изменения электросопротивления указывает на то, что при охлаждении в закаленном сплаве наряду с превращением B2 → B19', температурные интервалы которого совпадают с интервалами аномалии на калориметрической кривой, реализуется превращение B2 → R при больших температурах. При этом на калориметрической кривой никаких аномалий не было обнаружено. Это обусловливается тем, что тепловой эффект B2 → R превращения существенно меньше, чем у перехода B2 → B19', и поскольку доля B2 → R перехода незначительна, то выделение тепла, сопровождающие это структурное изменение, настолько мало, что не обнаруживается методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Обратное превращение при нагревании реализуется в один этап напрямую из моноклинной фазы B19' в фазу B2. Термоциклирование приводит к увеличению объемной доли сплава испытывающего мартенситное превращение через промежуточную R фазу, что выражается в появлении на калориметрической кривой характерного пика выделения тепла и увеличении аномалии на кривой электросопротивления.

МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В ОБЛУЧАЕМОМ НЕЙТРОНАМИ НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Беляев С. П., Коноплева Р. Ф., Назаркин И. В., Накин А. В., Чеканов В. А.

*Петербургский институт ядерной физики им. Б. П. Константинова РАН,
г. Гатчина, Россия
spb@pnpi.spb.ru*

Среди большого разнообразия материалов с памятью формы уникальным комплексом физико-механических свойств обладает сплав TiNi, уже сейчас широко используемый в технике и медицине. Нейтронное облучение является фактором, существенно модифицирующим структуру кристаллов, и поэтому дает возможность управления специальными свойствами сплава TiNi. Известные к настоящему времени сведения на эту тему получены на предварительно облученных образцах. Очевидно, что наиболее достоверные данные могут быть получены в экспериментах, при которых состояние материала оценивается непосредственно в процессе облучения. Такие эксперименты впервые выполнены в низкотемпературной гелиевой петле реактора ВВР-М ПИЯФ РАН. В настоящей работе представлены результаты исследования влияния нейтронного облучения на мартенситные превращения и эффект памяти формы в сплаве TiNi, а также предложен метод описания и прогнозирования поведения сплава в условиях облучения при различных температурах.

Непосредственно в процессе облучения выполняли измерения электросопротивления и деформации материала с памятью формы в широком интервале температур облучения (120–450 К). Возможность произвольной вариации температуры в процессе облучения в петле позволила изучать свойства материала, находящегося в различных структурных состояниях (аустенитном, мартенситном и гетерофазном), а также измерять температурные зависимости электросопротивления и деформации на любом этапе облучения.

Установлено, что электросопротивление сплава TiNi возрастает с увеличением флюенса быстрых нейтронов. Скорость роста сопротивления в мартенситном состоянии в 3–4 раза больше, чем в аустенитном. Это обусловлено различным вкладом в величину электросопротивления радиационных дефектов и дроблением полидоменной структуры мартенсита при облучении.

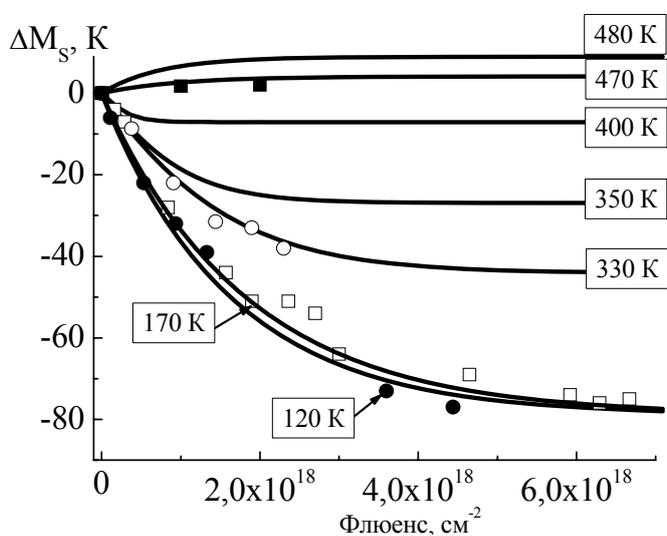
При низкотемпературном (120–330 К) облучении критические температуры мартенситных переходов в сплаве TiNi снижаются с нарастанием флюенса по экспоненциальному закону $\Delta T_{tr} = d[\exp(-\Phi/\Phi_0) - 1]$, где ΔT_{tr} – приращение температуры, соответствующей структурному превращению, Φ – флюенс, d и Φ_0 – константы. Эти закономерности выявляются при облучении, как в мартенситном, так и в аустенитном состояниях. Кратковременное повышение температуры образцов, облученных флюенсом $7 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$, до температуры $\sim 450 \text{ К}$ приводит к возврату электросопротивления и кинетики мартенситных превращений. Энергия активации возврата свойств составляет 0,65 эВ и соответствует энергии миграции одиночных вакансий. Однако в ходе облучения при температуре 450 К наблюдается обратный эффект: температуры превращений возрастают.

Анализ результатов убеждает в том, что при облучении не происходит аморфизации сплава, как это предполагалось ранее. Очевидно, причиной изменения температур фазовых переходов является изменение степени дальнего порядка при облучении. В частично упорядоченном сплаве при низких температурах облучения происходит разупорядочение, а при высоких, наоборот, упорядочение твердого раствора. Таким образом, основными факторами, влияющими на скорость изменения температур мартенситных переходов, являются разупорядочение твердого раствора TiNi при низкотемпера-

турном нейтронном облучении, радиационное упорядочение в процессе высокотемпературного облучения и термостимулированный отжиг радиационных повреждений. В соответствии с этим определен вид дифференциального уравнения для скорости изменения критических температур фазовых переходов в TiNi, правая часть которого содержит три члена, описывающих кинетику перечисленных выше процессов.

$$dT_{tr}/dt = a(T_{tr}^{\infty} - T_{tr}) \cdot I + b(T_{tr}^0 - T_{tr})^2 \exp(-U_1/kT) + c \cdot I \cdot (T_{tr}^1 - T_{tr}) \exp(-U_2/kT),$$

где T – температура, T_{tr} – температура превращения, t – время, Φ – флюенс нейтронов, I – плотность потока нейтронов, U_1 – энергия активации отжига радиационных дефектов, U_2 – энергия активации радиационного упорядочения, T_{tr}^{∞} – температура превращения при $\Phi \rightarrow \infty$, T_{tr}^1 – температура превращения полностью упорядоченного сплава, T_{tr}^0 – температура превращения в необлученном сплаве, a , b , и c – константы. Полученные экспериментальные данные позволяют определить константы приведенного уравнения. На рисунке изображены зависимости приращения температуры начала мартенситного превращения в сплаве TiNi от флюенса быстрых нейтронов. Точками пред-



ставлены результаты измерений, а линиями данные расчетов. Результаты компьютерных расчетов удовлетворительно совпадают с экспериментальными данными и позволяют прогнозировать поведение сплава при облучении в широком интервале температур от 120 К до 480 К флюенсом быстрых нейтронов до $7 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$.

Экспериментально установлено, что до флюенса $7 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$ сплав полностью сохраняет способность к обратимому деформированию в процессе мартенситных превращений, и

эффекты пластичности превращения и памяти формы проявляются в полной мере, несмотря на существенные изменения кинетики переходов.

Обнаруженное смещение температур превращения указывает на возможность реализации радиационно стимулированного эффекта памяти формы в сплавах на основе TiNi при условии облучения в низкотемпературном (мартенситном) состоянии при $T < A_s$ с набором флюенса, достаточного для смещения температуры превращений на величину $\Delta T = A_f - T_{обл}$, где A_f – температура окончания обратного мартенситного перехода. В связи с этим в работе исследовано восстановление неупругой деформации образцов сплава TiNi, облученных в атомном реакторе в изотермических условиях. Перед облучением цилиндрические образцы деформировали сжатием до остаточной деформации $3 \div 6 \%$ в мартенситном состоянии. Установлено, что облучение флюенсом быстрых нейтронов $5 \cdot 10^{20} \text{ см}^{-2}$ при температуре 315 К приводит к возврату остаточной деформации. Полученные данные показывают, что нейтронное облучение может стимулировать эффект памяти формы в сплаве TiNi.

ВЛИЯНИЕ ИЗОХРОННОГО ОТЖИГА НА КИНЕТИКУ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРИСТОГО СПЛАВА Ti–48 АТ.%Ni, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

Реснина Н. Н., Беляев С. П., Воронков А. В., Мозгунов В. Ф.

¹*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*
resnat@mail.ru

Пористые сплавы на основе TiNi являются одними из наилучших кандидатов для изготовления имплантатов, поскольку наличие сквозной пористости позволяет живой ткани прорасти сквозь поровые каналы, обеспечивая лучшее вживание имплантата. Однако существует ряд проблем, главной из которых является то, что структура пористого сплава TiNi, полученного методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза является неоднородной и наряду с фазой TiNi в материале присутствуют вторичные фазы, обогащенные как титаном, так и никелем. В тоже время сама фаза TiNi характеризуется повышенным содержанием никеля и его неоднородным распределением. В результате мартенситные превращения в таком материале слабо выражены и реализуются в очень широком интервале температур. Функциональные свойства при этом практически не проявляются. Очевидно, формирование подобной структуры и свойств являются характерной особенностью технологии самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. После синтеза и завершения горения шихты из-за быстрого охлаждения процесс структурообразования в сплаве оказывается незавершенным и фиксируется неравновесная структура. Так, было обнаружено, что в пористом сплаве, синтезированном из смеси порошков Ti–50.0 ат. % Ni, не более 20 % объема материала претерпевает мартенситное превращение, что обусловлено высокой (по видимому более 52 ат.% Ni) концентрацией никеля в фазе TiNi. При этом в сплаве присутствует большое количество частиц фазы Ti₂Ni. Считается, что именно образование этой фазы, предшествующее при синтезе образованию фазы TiNi, приводит к обеднению смеси атомами Ti, в результате чего концентрация никеля в фазе TiNi превышает 50.0 ат. %. В этом случае можно предположить, что увеличение концентрации титана в исходной смеси порошков будет компенсировать недостаток титана в фазе TiNi. Целью данной работы явилось исследование влияние изохронного отжига на кинетику мартенситных превращений и механическое поведение пористого сплава Ti–48.0 ат. % Ni, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза.

Для получения пористых сплавов использовали смеси порошков никеля «ПНК-1» и титана «ПТОМ-2» (средний размер фракций 0–40 мкм) в пропорции Ti–48.0 ат. % Ni. Смеси порошков закладывали в реактор и нагревали до температуры 340°C или 500 °C, после чего инициировали реакцию самораспространяющегося высокотемпературного синтеза. Во время всего процесса смесь порошков находилась в атмосфере аргона во избежание окисления. Таким образом были получены заготовки пористого сплава TiNi диаметром 35 мм и длиной 100 мм. Образцы были подвергнуты изохронному отжигу в интервале температур от 300 °C до 600 °C с шагом по температуре 100 °C и выдержкой 30 минут. После каждого этапа изохронного отжига были исследованы структура, кинетика мартенситных превращений и механические свойства при температурах 140 °C и -170 °C.

Полученные результаты показали, что в отличие от сплава Ti–50.0 ат. % Ni, исследуемый сплав не содержит фазы Ti₃Ni₄. Это косвенным образом указывает на то, что в результате увеличения содержания титана в шихте объемная доля областей, обогащенных никелем, в твердом растворе TiNi конечного продукта уменьшилась. Исследо-

вание кинетики мартенситных превращений показало, что калориметрические кривые, полученные при охлаждении и нагревании сплавов Ti–48.0 ат. % Ni, синтезированных при температуре предварительного нагрева 340 °C и 500 °C (рис. 1) содержат по два тепловых пика при охлаждении (А и Б) и два пика при нагревании (В и Г)

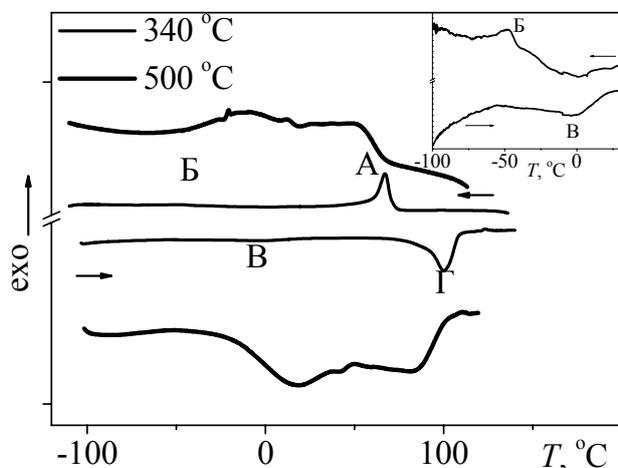


Рис. 1. Калориметрические кривые, получены при охлаждении и нагревании сплава Ti–48.0 ат. % Ni, синтезированного при температурах предварительного нагрева 340 °C и 500 °C.

48.0 ат. % Ni, синтезированном при температуре 500 °C, более 60 % объема фазы TiNi претерпевает фазовый переход.

Изохронный отжиг сплава Ti–48.0 ат. % Ni, синтезированного при температуре 340 °C приводит к образованию частиц фазы Ti₃Ni₄, объемная доля которых зависит от температуры отжига и оказывается максимальной в сплаве, отожженном при температуре 500 °C. Образование частиц фазы Ti₃Ni₄ способствует уменьшению концентрации никеля в фазе TiNi и появлению областей с концентрацией никеля близкой к 51 %. При охлаждении в этих областях реализуется превращение из кубической B2 фазы в моноклинную B19'. Кроме этого, увеличение температуры изохронного отжига до 500 °C приводит к увеличению теплоты превращения, что косвенно указывает на увеличение объема сплава, претерпевающего мартенситный переход.

Изохронный отжиг сплава Ti–48.0 ат. % Ni, синтезированного при температуре 500 °C не приводит к образованию частиц фазы Ti₃Ni₄. Однако отжиг способствует изменению последовательности мартенситных превращений. Изменение величины тепловыделения не наблюдается, однако происходит перераспределению интенсивности между калориметрическими пиками, что косвенно указывает на то, что объемная доля фазы TiNi, претерпевающей то или иное превращение меняется. В целом, вне зависимости от температуры отжига, в сплаве Ti–48.0 ат. % Ni, синтезированном при температуре 500 °C, 60 % объема сплава претерпевает мартенситное превращение.

Таким образом результаты работы показали, что в зависимости от температуры синтеза пористого сплава Ti–48.0 ат. % Ni, последующий отжиг может приводить к различным последствиям. Кроме этого от температуры синтеза напрямую зависит объемная доля материала, способного претерпеть фазовое превращение. Так, в сплаве Ti–48.0 ат. % Ni, синтезированном при температуре 340 °C, даже после отжига 500 °C лишь 20 % объема материала претерпевает мартенситное превращение. В то время как в сплаве Ti–48.0 ат. % Ni, синтезированном при температуре 500 °C, фазовый переход реализуется в 60 % объема сплава. Это оказывает влияние на механизмы деформирования пористого сплава и на максимально обратимую деформацию. Так, в сплаве Ti–48.0 ат. % Ni, синтезированном при температуре 340 °C максимальная деформации до

Отличительным является тот факт, что в сплаве Ti–48.0 ат. % Ni, синтезированном при 340 °C, пики А и Г наблюдаются в узком температурном интервале, а интегральная теплота под пиками Б и В крайне мала (0,7- 0,9 Дж/г) (см. вставку на рис. 1). Вместе с тем в сплаве Ti–48.0 ат. % Ni, синтезированном при температуре 500 °C, как при охлаждении, так и при нагревании пики перекрываются, а тепловыделение составляет 17 Дж/г, что в 2-3 раза превосходит величину теплоты прямых переходов, измеренную в сплаве Ti–50.0 ат. % Ni. Это указывает на то, что в сплаве Ti–

разрушения составляет 2 %, в то время как в сплаве Ti – 48.0 ат. % Ni, синтезированном при 500 °С, разрушение происходит лишь при 4 %. Вместе с тем, наличие в сплаве Ti – 48.0 ат. % Ni, синтезированном при температуре 340 °С, частиц вторичной фазы Ti₃Ni₄ приводит к сильному упрочнению сплава.

Таким образом, результаты работы показали, что варьирование параметров самораспространяющегося высокотемпературного синтеза и последующего отжига позволяет управлять структурой и свойствами пористых сплавов на основе Ti – 48.0 ат. % Ni.

Работа выполнена в рамках государственного контракта П1237 от 27.08.2009г по Федеральной Целевой программе «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России»

ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНЫХ СВОЙСТВ НИТИНОЛА

**Колмаков А. Г., Севостьянов М. А., Гончаренко Б. А., Заболотный В. Т.,
Шкурин С. А., Асмолова Ю. О.**

*Россия, Учреждение Российской академии наук Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
smakp@mail.ru*

В последнее время широкое практическое применение находят сплавы, проявляющие эффект памяти формы, благодаря особому комплексу свойств, рассматриваются как функциональные материалы для нестандартного решения важных технических задач. Сплавы с памятью формы используются в различных областях техники (энергетика, машиностроение, робототехника, сельское хозяйство, бытовая и авиакосмическая техника и др.), медицине и др.

В данной работе исследовали усталостные свойства проволоочных образцов диаметром 290 мкм в состоянии поставки, после отжига (при температуре 390 °С в течение 15 минут) и после обработки поверхности образцов наждачной шкуркой и последующего отжига проволоки 50.2 ат. % Ni. Усталостные испытания проводили на специальной установке в условиях чистого изгиба с вращением.

Фрактографические исследования проводили с помощью растрового электронного микроскопа LEO-430i. Данные по усталостной прочности представлены на рис. 1.

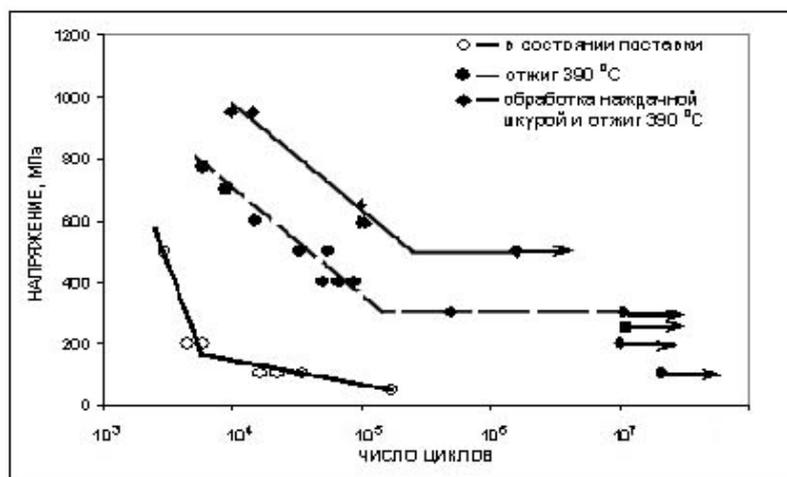


Рис. 1. Усталостные кривые напряжение - число циклов

Видно, что максимальный предел усталости наблюдается у образцов обработанных наждачной шкуркой и последующего отжига, а минимальный у образцов в состоянии поставки.

На рис. 2 представлены фрактографические картины усталостного разрушения исходного образца при напряжении 200 МПа.

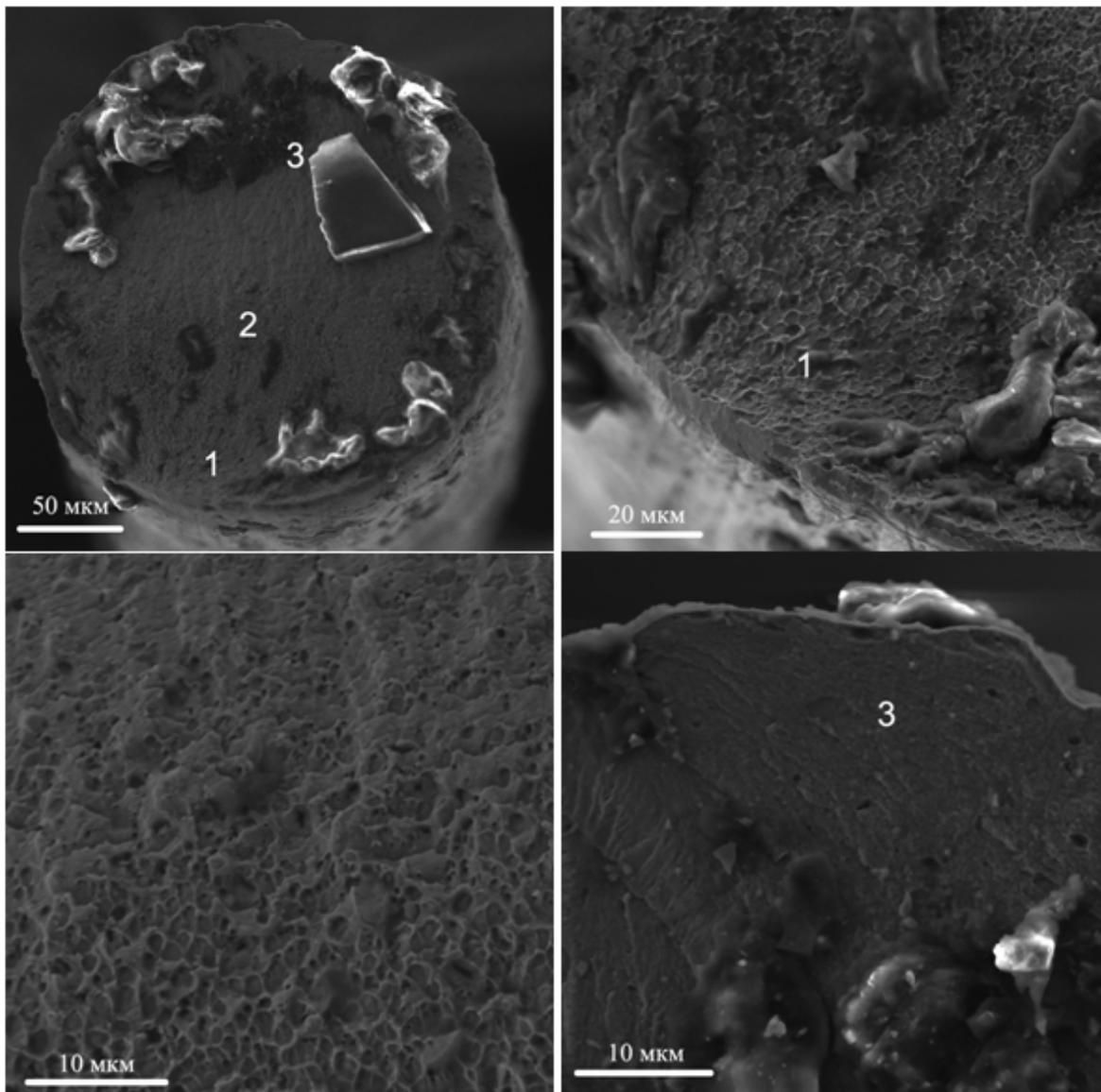


Рис. 2. Фрактография усталостного разрушения: 1 – зона зарождения трещины, 2 – зона распространения усталостной трещины, 3 – зона статического долома

Работа выполнена при поддержке программы ОХНМ – 02, П-18, П-21и РФФИ 09-08-00736А

ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОАЛИТИРОВАНИЯ СТАЛИ 45

Вострецова А. В., Будовских Е. А., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия
ani-vo@yandex.ru

Электровзрывное легирование (ЭВЛ) [1] осуществляется с целью модификации структурно-фазовых состояний и функциональных свойств поверхностных слоев металлов и сплавов. Инструментом воздействия на поверхность при ЭВЛ являются импульсные многофазные плазменные струи, формируемые из продуктов электрического взрыва проводников. Обработка поверхности проводится с ее оплавлением. При этом вблизи поверхности образуется ударно-сжатый слой с высокими значениями температуры и давления, а в зоне оплавления, насыщаемой компонентами плазмы, развиваются интенсивные процессы конвективного перемешивания, приводящие к перераспределению легирующих элементов по всей глубине расплава. Послойные электронно-микроскопические исследования показали [1], что в зоне легирования образуются наноразмерные упрочняющие фазы (карбиды, бориды и др.).

Вместе с тем, ЭВЛ сопровождается формированием на поверхности высокоразвитого рельефа, обусловленного, прежде всего, радиальным течением расплава от центра зоны облучения к ее периферии и осаждением на поверхности частиц капельной фракции продуктов взрыва из тыла струи. В работе [2] показано, что электронно-пучковая обработка (ЭПО) с оплавлением поверхности электровзрывного алитирования стали 45 позволяет выгладить ее рельеф, сохраняя при этом высокий уровень микротвердости. В связи с этим представляет интерес провести анализ влияния импульсной ЭПО поверхности после ЭВЛ и в других случаях. Цель настоящей работы – электронно-микроскопический анализ состояния зоны электровзрывного бороалитирования стали 45 после дополнительной ЭПО поверхности.

В качестве материала подложки использовали образцы стали 45 в виде шайб толщиной 3 мм и диаметром 20 мм. Исходная структура стали была представлена зернами перлита пластинчатой морфологии и зернами структурно-свободного феррита.

ЭВЛ осуществляли на электровзрывной установке ЭВУ 60/10. Остаточное давление в технологической камере составляло 100 Па. Для формирования струи использовали алюминиевую фольгу толщиной 20 мкм и массой 40 мг. На фольге размещали навеску порошка аморфного бора массой 60 мг. Выбранный режим обработки обеспечивал на облучаемой поверхности поглощаемую плотность мощности $q = 4,5 \text{ ГВт/м}^2$ и давление в ударно-сжатом слое вблизи поверхности $p = 11,2 \text{ МПа}$.

ЭПО поверхности легирования осуществляли на лабораторной установке СОЛО Института сильноточной электроники СО РАН [3]. Низкоэнергетические (15...20 кэВ) сильноточные (до 100 А) электронные пучки (НСЭП) позволяют за короткий промежуток времени (10...100 мкс) сконцентрировать высокую плотность энергии ($\sim 0...100 \text{ Дж/см}^2$) в тонком ($\sim 0,1...10 \text{ мкм}$) поверхностном слое обрабатываемого материала. Импульсные плазменные струи, используемые при ЭВЛ, и НСЭП имеют сопоставимые значения времени импульсного воздействия на поверхность ($\sim 10...100 \text{ мкс}$), диаметра зоны воздействия ($\sim 10 \text{ мм}$) и поглощаемой плотности мощности ($\sim 1 \text{ ГВт/м}^2$), что дает возможность их эффективного совместного использования. Установка СОЛО позволяет обеспечить плотность энергии пучка электронов $E_S = 15...30 \text{ Дж/см}^2$, длительность импульса воздействия пучка электронов $\tau = 50...200 \text{ мкс}$, количество импульсов воздействия $N = 1...200$, частоту следования импульсов $f =$

$0,3 \text{ с}^{-1}$. В настоящей работе на основании предварительных исследований [2] были выбраны следующие параметры ЭПО: в первом режиме $E_S = 20 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 50 \text{ мкс}$, $N = 10$, во втором – $E_S = 25 \text{ Дж/см}^2$, $\tau = 200 \text{ мкс}$, $N = 10$.

Исследования структуры и фазового состава поверхностных слоев стали после обработки проводили методами сканирующей и дифракционной электронной микроскопии.

Сканирующая электронная микроскопия показала, что электровзрывное бороалитирование сопровождается формированием на поверхности высокоразвитого рельефа, характеризующегося наличием конденсированных частиц, располагающихся в тылу струи и оседающих на поверхности уже после ее кристаллизации [1]. Видны деформированные капли, образовавшиеся при разрушении фольги, и шарообразные частицы с размерами от 1 до 10 мкм, которые могли образоваться в результате взаимодействия продуктов взрыва фольги с частицами порошковой навески бора. Размер деформированных капель достигает нескольких десятков микрометров. Хорошо различима сетка микротрещин, пронизывающая как частицы покрытия, так и поверхность зоны легирования. Последующая ЭПО приводит к выравниванию поверхности образцов. Вместе с тем сохраняются отдельно расположенные островки с высокоразвитым рельефом, сформированным при ЭВЛ, частицами бора. Их количество и размеры меньше после обработки по режиму 2. Релаксация термических напряжений, возникающих в поверхностном слое стали в результате высоких скоростей нагрева и охлаждения при ЭПО, приводит к сохранению сетки микротрещин.

Просвечивающая электронная микроскопия поверхностного слоя образца, обработанного по режиму 1, выявила многофазную структуру, представленную кристаллами мартенсита пакетной и пластинчатой морфологии, прослойками остаточного аустенита, зернами и субзернами феррита и выделениями второй фазы алюминидов бора. Исследование образца после обработки по второму режиму также выявило протяженные прослойки второй фазы алюминидов железа, расположенные вдоль границ зерен. Наряду с этим, выделения второй фазы обнаружены и в объеме зерен феррита. Установлено, что данные выделения сформированы алюминидом бора.

Таким образом, упрочнение при комбинированной обработке, сочетающей электровзрывное бороалитирование и последующее импульсно-пучковое переплавление поверхности стали 45, достигается вследствие формирования структуры мартенсита с наноразмерными кристаллами, выделением наноразмерных частиц вторых фаз, формированием твердого раствора алюминия и бора на основе железа.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантами РФФИ (проект №№ 08-02-00024-а) и ФЦП “Научные и научно-педагогические кадры инновационной России” на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П332).

Список литературы

1. Багаутдинов, А.Я. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов [Текст] / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов // Изд-во СибГИУ, 2007. – 301 с.
2. Иванов, Ю.Ф. Модификация низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком поверхности стали, легированной электровзрывным методом [Текст] / Ю.Ф. Иванов, Ю.А. Колубаева, А.Д. Тересов, С.Ю. Филимонов, А.В. Вострецова, Е.А. Будовских, В.Е. Громов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2009. – № 2. – С. 41–45.
3. Devyatkov, V.N. Generation and propagation of high-current low-energy electron beams / V.N. Devyatkov, N.N. Koval, P.M. Schanin, V.P. Grigoryev, T.V. Koval // Laser and Particle Beams. – 2003. – V. 21. – P. 243–248.

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПСЕВДОСПЛАВНЫХ ПОКРЫТИЙ МОЛИБДЕН – МЕДЬ

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

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г.Новокузнецк, Россия,
romanov_da@physics.sibsiu.ru

Композиционные материалы (КМ) системы молибден-медь обладают высокой электроэрозионной стойкостью. Псевдосплавные молибден-медные КМ находят практическое применение, в частности, в средне- и тяжело нагруженных выключателях в качестве материала покрытий на контактных поверхностях коммутационных аппаратов [1]. Цель настоящей работы заключалась в формировании и изучении структурно-фазовых состояний таких покрытий при воздействии на поверхность плазменных струй, сформированных из продуктов электрического взрыва проводников.

Электровзрывную обработку проводили с использованием лабораторной установки ЭВУ 60/10 [2]. Она включает емкостный накопитель энергии и импульсный плазменный ускоритель, состоящий из коаксиально-горцевой системы токоподводящих электродов с размещенным на них проводником, разрядной камеры, локализирующей продукты взрыва и переходящей в сопло, по которому они истекают в вакуумируемую технологическую камеру с остаточным давлением 100 Па. Электровзрыв происходит в результате пропускания через проводник (фольгу) тока большой плотности при разряде конденсаторной батареи. Продукты взрыва с помощью плазменного ускорителя направляются на контактную поверхность.

Для формирования псевдосплавного покрытия молибден-медь в качестве материала взрываемого проводника использовали полоску молибденовой фольги с размерами 50×20 мм и толщиной 20 мкм, а также круглую медную фольгу диаметром 50 мм толщиной 15 мкм. Взрываемые фольги имели массу 150 и 250 мг для молибденовой и медной фольги, соответственно. Обработке подвергали медные контактные поверхности с размерами 20×30 мм. Контактную поверхность ориентировали перпендикулярно к оси плазменной струи. При этом расстояние облучаемой поверхности от среза сопла электровзрывного ускорителя и значение зарядного напряжения емкостного накопителя энергии обеспечивало достижение необходимой плотности мощности.

Псевдосплавные молибден-медные покрытия получали при двукратной импульсной плазменной обработке медной контактной поверхности. Первый раз струю формировали из продуктов электрического взрыва молибденовой фольги при поглощаемой плотности мощности 6,0 ГВт/м², второй раз – из продуктов взрыва медной фольги при поглощаемой плотности мощности 7,6 ГВт/м². Формирование псевдосплава происходило при перемешивании меди и молибдена в жидком состоянии с последующим теплоотводом в материал контактной поверхности.

Исследования топографии поверхности проводили с использованием оптического интерферометра Zygo NewView™ 7300. Шероховатость R_a составляет 3 мкм, что является приемлемым для контактных поверхностей.

Методом сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) установлено, что на поверхности неравномерно распределено большое количество микрокапель, осевших на ней из тыла струи (рис. 1 а). Размеры капель изменяются в пределах от 1 до 100 мкм. Микрорентгеноспектральный анализ области расположения одной из капель показывает (рис. 1 б), что она образована псевдосплавом молибден-медь. Содержание меди в ней 68, молибдена – 32 ат. %.

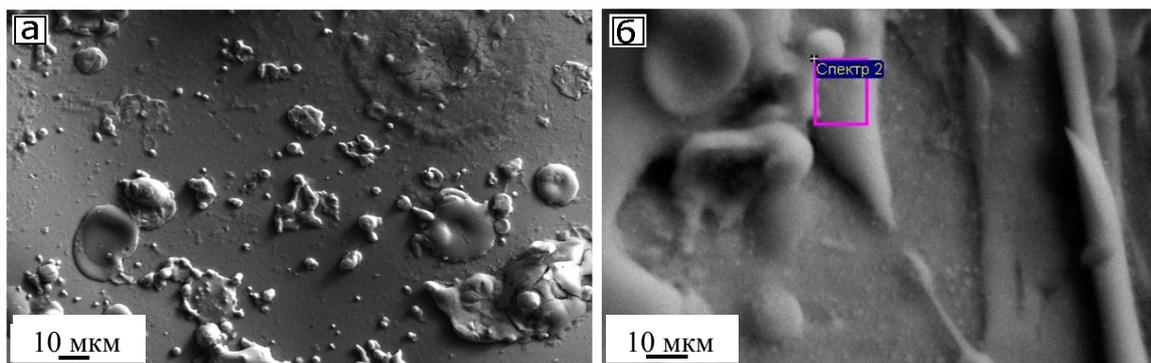


Рис. 1. СЭМ поверхности электровзрывного псевдосплавного покрытия молибден–медь

СЭМ косых шлифов показывает, что частицы меди с размерами 30...200 нм равномерно распределены в молибденовой матрице в приповерхностном слое (рис. 2 а). Также есть частицы меди, максимальный размер которых достигает 1 мкм. Некоторые из них выкрашиваются в процессе приготовления шлифа (рис. 2 б).

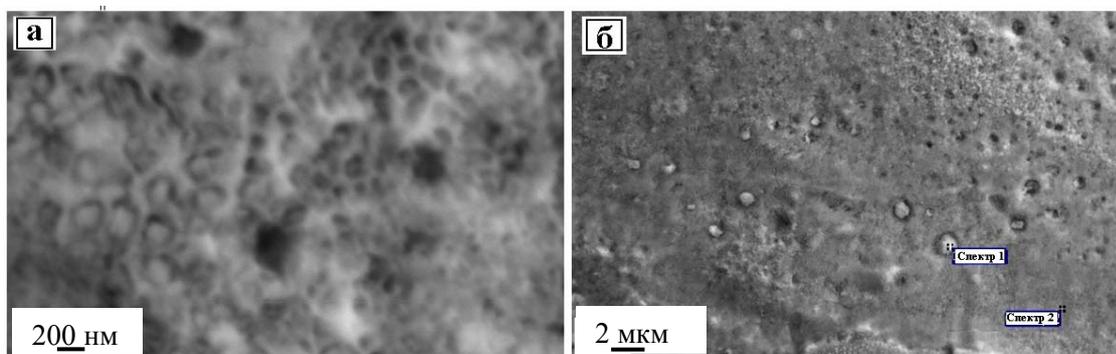


Рис. 2. СЭМ косых шлифов электровзрывного псевдосплавного покрытия молибден–медь

Микрорентгеноспектральный анализ для спектра 1 на рис. 2 б подтверждает, что основным элементом этой области является медь (рис. 3). Содержание меди для этой области составляет 93, молибдена – 7 ат. %. Микрорентгеноспектральный анализ для спектра 2 на рис. 2 б показывает, что спектр содержит медь и молибден в количестве 44 и 56 ат. % соответственно (рис. 3).

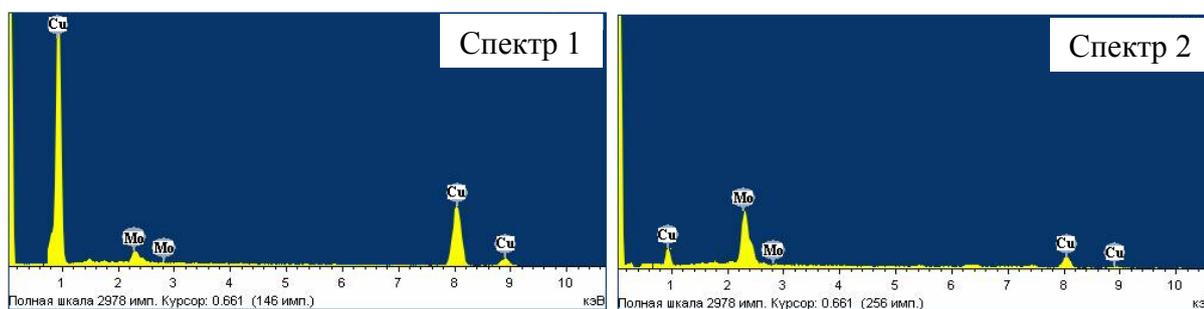


Рис. 3. Микрорентгенограммы электровзрывного псевдосплавного покрытия молибден–медь

Для области, изображенной на рис. 2 а, построены карты распределения меди и молибдена. Их анализ показывает, что в сформированном покрытии молибден и медь распределены равномерно. Участки, содержащие только медь или молибден (без взаимного перемешивания) не выявлены. Сформированная структура с равномерным распределением компонентов обуславливает высокую электроэрозионную стойкость покрытий.

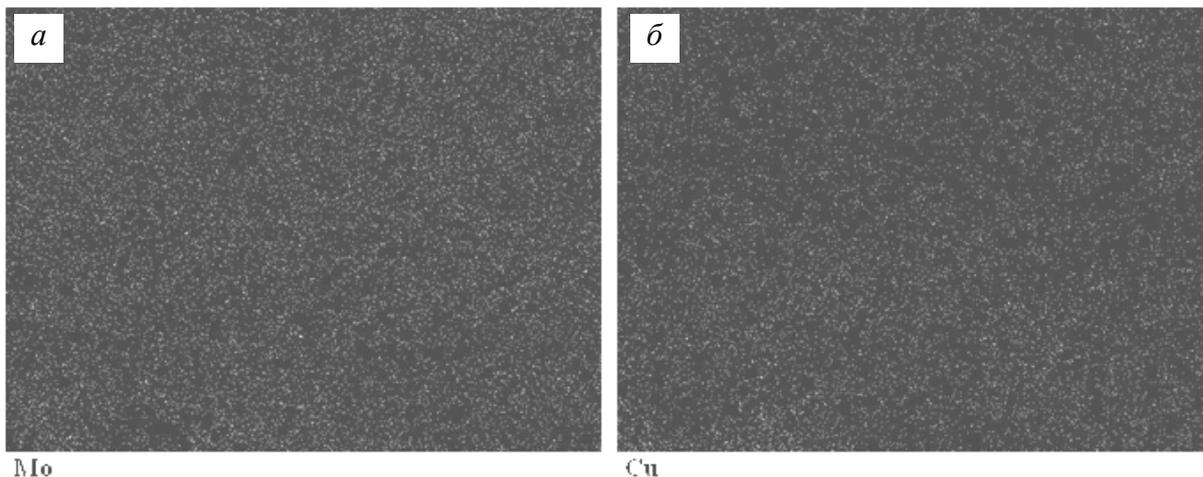


Рис. 4. Карты распределения молибдена (а) и меди (б)

При формировании псевдосплавного покрытия в более жестком режиме, при электровзрыве медной фольги, когда поглощаемая плотность мощности составляла $10,0 \text{ ГВт/м}^2$, наблюдается уменьшение содержания наноразмерных и субмикрочастичек меди в молибденовой матрице и увеличение содержания частиц с размерами до 1 мкм .

Таким образом, впервые способом электровзрывного легирования получены поверхностные слои из несмешивающихся компонентов меди и молибдена, применяемые в электротехнике в качестве электроэрозионных контактов. Определены оптимальные параметры нанесения таких покрытий. Показано, что покрытия имеют субмикрочастичеческую структуру.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантом РФФИ (проект №№ 08-02-00024) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № П332).

Список литературы

1. Гречанюк Н.И. // Современная электрометаллургия. 2005. № 2. С. 28–35.
2. Физические основы электровзрывного легирования металлов и сплавов: моногр. / А.Я. Багаутдинов, Е.А. Будовских, Ю.Ф. Иванов, В.Е. Громов. – Новокузнецк, СибГИУ. – 2007. – 301 с.

МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВБЛИЗИ СИММЕТРИЧНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАКЛОНА В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ Ni_3Al

Мартынов А. Н., Полетаев Г. М.*, Ивахин М. П., Старостенков М. Д.*

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г. Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

*ГОУ ВПО «Алтайский государственный технический университет»,
г. Барнаул, Россия, genphys@mail.ru

В настоящей работе рассматриваются результаты, полученные при исследовании методом молекулярной динамики механизмов пластической деформации вблизи симметричных границ зерен наклона $\langle 111 \rangle$ и $\langle 100 \rangle$ в интерметаллиде Ni_3Al в условиях одноосной деформации. Интерметаллид Ni_3Al выделяется из ряда подобных упорядоченных сплавов уникальным свойством – положительной температурной зависимостью предела текучести. Границы наклона создавались посредством поворота двух кристаллов Ni_3Al относительно друг друга на угол разориентации θ вокруг осей $\langle 111 \rangle$ или $\langle 100 \rangle$.

Одноосная деформация задавалась путем изменения соответствующих межатомных расстояний в стартовой конфигурации расчетного блока. В работе рассматривались деформации вдоль осей X, Y и Z. Продолжительность молекулярно-динамических экспериментов составляла 0,1-0,2 нс, в течение которых температура расчетного блока оставалась постоянной. Температура во всех экспериментах задавалась равной $0,6 \cdot T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления рассматриваемого металла. В завершении компьютерного эксперимента, для исключения тепловых смещений атомов, проводилось охлаждение расчетного блока до 0 К.

Значения стартовой деформации расчетного блока, при которых начинались пластические сдвиги при включении молекулярно-динамического эксперимента, зависели от угла разориентации зерен и от направления деформирования. Для пластической деформации характерным являлось резкое увеличение интенсивности зернограничной диффузии и появление коллективных смещений большого числа атомов. Причиной таких коллективных смещений являлись внутриверенное скольжение и зернограничное проскальзывание.

При малых значениях стартовой деформации в основном реализовывалось зернограничное проскальзывание, при котором происходили смещения атомов вдоль границы зерен. Причем для границ $\langle 111 \rangle$ в процесс проскальзывания вовлекалось большее число атомов, и относительное смещение зерен протекало более интенсивно, чем в случае границ $\langle 100 \rangle$. С увеличением величины стартовой деформации включался механизм внутриверенного скольжения, которое заключалось в испускании дислокации с границы зерен. Пластическая деформация осуществлялась при этом посредством совместного действия зернограничного проскальзывания и внутриверенного скольжения.

Сильная деформация сжатия вдоль осей Y и Z приводила к расщеплению зернограничных дислокаций и миграции границы, а деформация растяжения, за счет увеличения избыточного свободного объема, приводила к образованию аморфной структуры в области границы зерен. При расщеплении зернограничной дислокации в бикристалле Ni_3Al в зерно испускалась частичная дислокация, в результате чего в зерне возникала антифазная граница. При больших значениях стартовой деформации сжатия и растяжения происходило интенсивное испускание с границы зерна комплекса дислокаций, что приводило к образованию структуры, состоящей из множества разориентированных относительно друг друга вдоль плотноупакованных плоскостей кристаллических кластеров. Размер кластеров зависел от величины приложенного напряжения.

ВЛИЯНИЕ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ

Загуляев Д. В.¹, Коновалов С. В.¹, Иванов Ю. Ф.², Целлермаер В. Я.¹, Громов В. Е.¹

¹Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru, yufu@mail200.ru

Известно, что внешнее магнитное поле, воздействующее на твердые тела, подвергаемые деформированию, способно существенно изменять как кинетику протекания процесса, так и интегральные прочностные и пластические характеристики [1]. В данной связи являются актуальными исследования тонкой структуры металлов в условиях ползучести во внешнем магнитном поле.

Целью работы являлось исследование тонкой структуры алюминия при ползучести в слабом магнитном поле.

Образцы изготавливались из технического чистого алюминия марки А85 и подвергались ползучести при нагрузке 65 МПа до разрушения. При этом половина из них деформировалась в условиях внешнего магнитного поля с индукцией 0,3 Тл. Исследования структуры образцов осуществляли методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг.

Исследования структуры зоны разрушения показали, что независимо от условий проведения эксперимента в зоне разрушения формируется зеренно-субзеренная (блочная) структура (рис. 1). По морфологическому признаку блоки можно разбить на две группы – изотропные (рис. 1а) и анизотропные (коэффициент анизотропии $k = L/D = 4,0$), как правило, формирующие отдельные области (рис. 1б). Сопоставляя структуру, формирующуюся при ползучести в магнитном поле и без него, можно отметить, что анизотропные блоки преимущественно выявляются в структуре алюминия, разрушенного в условиях внешнего магнитного поля.

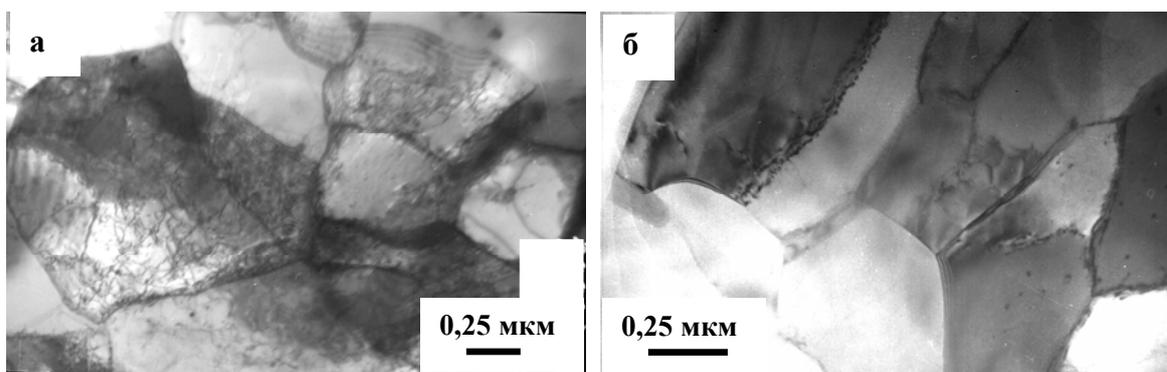


Рис. 1. Блочная структура, формирующаяся в технически чистом алюминии при ползучести в зоне разрушения; а – изотропные; б – анизотропные блоки.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411).

1. Альшиц, В. И. Магнитопластический эффект: основные свойства и физические механизмы / В. И. Альшиц [и др.] // Кристаллография. – 2003. – № 5. – С. 826–854.

ФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ С НАЛОЖЕНИЕМ СЛАБЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ

Старовацкая С. Н., Коновалов С. В., Столбоушкина О. А., Иванов Ю. Ф.*,
Громов В. Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г.Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

*ГОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»,
г.Томск, Россия, yufi@mail2000.ru

В связи с тем, что многие конструкционные материалы работают в условиях ползучести, изучение поведения их структуры представляет важную научную задачу. Однако, поверхность разрушения материалов часто оценивается лишь визуально, без получения количественных показателей структуры излома по которым можно было бы судить о свойствах, и причинах, приведших к разрушению. Следовательно, применение методик, позволяющих получать количественную информацию о топологии излома, представляет особый интерес. Одной из таких методик является фрактальный анализ, используемый для изучения морфологии поверхности разрушения изделий из технически чистого алюминия после испытаний на ползучесть.

В качестве энергетического воздействия, влияющего на процесс ползучести, выбрано наложение электрического потенциала +1В от стабилизированного источника питания. Такое воздействие привело к ускорению процесса ползучести.

Цифровые изображения изломов алюминия, полученные с помощью сканирующего электронного микроскопа Philips SEM-515, обрабатывались с помощью анализатора изображений «SIAMS Photolab» и, входящей в его состав, специально разработанной методики «3D-визуализация». В результате такой обработки получался набор вертикальных сечений поверхностей излома (профилей), описывающих рельеф поверхности с точностью, определяемой величиной измерительного масштаба δ . При изменении величины δ изменяются и значения измеренной длины профилей. В том случае, если поверхность имеет фрактальные свойства, выполняется степенной закон, устанавливающий связь между длиной профиля L и величиной (параметром) измерительного масштаба δ : $L(\delta) = L_0 \delta^{1-D_f}$, где L_0 – проекция профиля L на ось сечения x , а D_f – фрактальная размерность профиля поверхности. Величина D_f определяется по углу наклона линейного участка зависимости $\ln(L/L_0)$ от $\ln \delta$ (рис. 1).

Фрактальный анализ поверхности разрушения алюминия, проведенный по указанной методике, показал, что при ползучести без наложения потенциала фрактальная размерность составила $D_f = 2,2678 \pm 0,0021$, наложение потенциала приводит к увеличению значения D_f до $2,3064 \pm 0,0011$.

Известно, что топография излома связана с прочностными и пластическими свойствами материала. Изменение фрактальной размерности свидетельствует об увеличении степени шероховатости структуры, что подтверждается результатами измерений размеров и количества ямок вязкого излома.

Установлено, что при деформации без наложения потенциала средний размер ямок составляет $1,84 \pm 1,3$ мкм; наложение потенциала приводит к уменьшению среднего размера ямок вязкого излома в $\sim 1,25$ раза. Одновременно с этим уменьшается и интервал существования размеров ямок: в экспериментах без потенциала максимальный размер ямок достигал 7 мкм; наложение потенциала приводит к уменьшению максимального размера ямок до 5 мкм. Считается, что размер ямок (диаметр и глубина) зависит от числа мест зарождения микропор и относительной пластичности матрицы [1, 2].

Чем больше мест зарождения, тем меньше размер ямок. Следовательно, с уменьшением глубины ямок на поверхности разрушения и увеличением их числа снижается вязкость разрушения, то есть возрастает прочность технически чистого алюминия при ползучести.

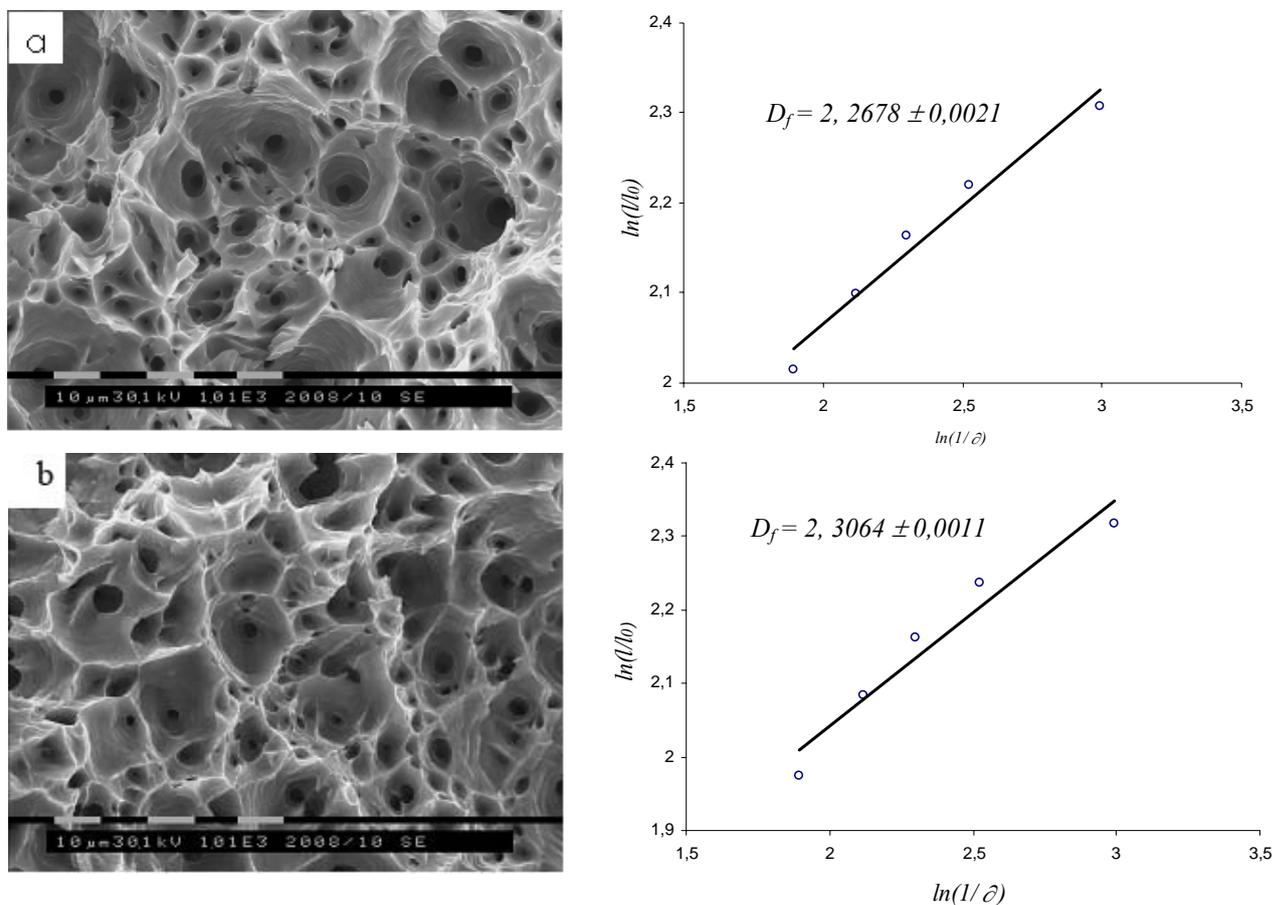


Рис. 1. Изображения изломов технически чистого алюминия и зависимости $\ln(L/L_0)$ от $\ln(1/\delta)$ для определения фрактальных размерностей: *a* – испытания без наложения потенциала; *б* – с наложением потенциала +1В

Таким образом, количественный анализ поверхности разрушения, формирующейся в условиях ползучести, позволяет заключить, что наложение потенциала 1 В приводит к упрочнению материала, оказывая влияние на состояние его поверхностного слоя.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ (проект 10-07-00172-а).

Список литературы

1. Энгеле Л. Растровая электронная микроскопия. Разрушение [Текст] / Л. Энгеле, Г. Клингеле: Справочное изд. Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.
2. Иванова В.С. Количественная фрактография. Усталостное разрушение [Текст] / В.С. Иванова, А.А. Шаняевский. – Челябинск: Металлургия. Челябинское отделение, 1988. 400 с.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ, ПОВЫШАЮЩИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БАЛОЧНОГО ПРОФИЛЯ ПРИ УСКОРЕННОМ ОХЛАЖДЕНИИ

Костерев В. Б.¹, Белов Е. Г.¹, Ефимов О. Ю.¹, Юрьев А. Б.¹, Чинокалов В. Я.¹,
Иванов Ю. Ф.¹, Коновалов С. В.³, Громов В. Е.³

*ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»,
г.Новокузнецк, Россия, kosterev_VB@zsmk.ru*

²*ГОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»,
г.Томск, Россия, yufi@mail2000.ru*

³*ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г.Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru*

Целью работы являлся анализ формирования наноструктурных состояний, повышающих механические свойства балочного профиля из стали 09Г2С при принудительном охлаждении. Исследования структуры и фазового состава стали осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии тонких фольг.

Независимо от расстояния до поверхности охлаждения в стали присутствуют две фазы: α -фаза и карбид железа. α -фаза представлена зернами, свободными от частиц цементита; зернами, в объеме которых присутствуют частицы цементита различной морфологии. Кроме этого, α -фаза является структурным элементом перлита пластинчатой морфологии. Соответственно этому, цементит формирует структуру пластинчатого перлита, и располагается в виде частиц в зернах и на границах зерен феррита.

Установлено формирование структуры, представленной зернами структурно-свободного феррита, зернами феррита, содержащими частицы цементита глобулярной морфологии и зернами перлита пластинчатой морфологии. В слоях стали, расположенных на расстояниях ~ 7 и ~ 4 мм от поверхности ускоренного охлаждения структурно-фазовое состояние стали не отличается от состояния центральной части сегмента. Структура поверхности охлаждения отличается отсутствием зерен перлита. Основой структуры поверхности охлаждения являются зерна феррита. В объеме зерен и по их границам обнаруживаются частицы цементита с размерами в пределах 25...35 нм.

При уменьшении расстояния до поверхности охлаждения до 4 мм максимальные размеры субзерен снижаются до ~ 380 нм. В объеме фрагментов (субзерен) присутствует дислокационная субструктура в виде хаоса и сеток. В ферритной составляющей перлитных зерен как в центральной части двутавра, так и в объемах, расположенных на расстояниях 7 и 4 мм от поверхности охлаждения наблюдается сетчатая дислокационная субструктура. В слое, прилегающем к поверхности охлаждения, в объеме зерен феррита наблюдается пластинчатая структура. Пластины располагаются параллельными рядами, формируя структуру, подобную структуре пакетного мартенсита закаленной стали. Поперечные размеры пластин изменяются в пределах от 100 нм до 1,8 мкм.

Эволюция структурно-фазового состояния стали по мере приближения к поверхности охлаждения сопровождается снижением объемной доли пластинчатого перлита и изменением степени дефектности цементита. В центральной части балки наблюдаются зерна перлита, пластины цементита которых практически бездефектны. В слое, расположенном на расстоянии ~ 7 мм от поверхности охлаждения, пластины цементита, формирующие зерна перлита, раздроблены на фрагменты, средние размеры которых составляют ~ 45 нм. На расстоянии ~ 4 мм от поверхности охлаждения, пластины цементита раздроблены на фрагменты, со средними размерами ~ 35 нм.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (г.к. №П332).

ЭВОЛЮЦИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ УСТАЛОСТИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Горбунов С. В., Коновалов С. В., Иванов Ю. Ф.*, Воробьев С. В., Громов В. Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г.Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

*ГОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»,
г.Томск, Россия, yufi@mail2000.ru

В настоящее время важной задачей для понимания природы усталости материалов является развитие количественных методов исследования самоорганизации структуры материала и связанных с ней изменений в процессе циклических испытаний, позволяющих проанализировать стадийность этого процесса. В работе методами оптической металлографии выполнено исследование зеренной структуры стали 08X18H10T образцов, находящихся в исходном состоянии и после усталостных испытаний.

Установлено, что промежуточное усталостное нагружение стали привело к значимому изменению зеренной структуры образца: уменьшились средние продольные и поперечные размеры зерен. При этом коэффициент анизотропии среднего зерна стали не изменился, но существенно возрос угол разориентации продольной оси среднего зерна относительно продольной оси образца по сравнению с исходным состоянием.

Усталостное нагружение образцов до разрушения способствовало дальнейшему измельчению зеренной структуры стали и уменьшению коэффициента анизотропии зерен, свидетельствуя о том, что в результате усталостного нагружения в первую очередь разрушаются высокоанизотропные зерна. Существенно, практически в два раза, увеличился средний угол разориентации зерен относительно продольной оси образца. Последний факт также указывает на увеличение степени изотропности зерен.

Изменение состояния ансамбля зерен при усталостных испытаниях в полной мере может быть проиллюстрировано эволюцией характера распределения зерен по размерам: в разрушенном состоянии спектр размеров зерен, во-первых, смещен к левому краю гистограммы и, во-вторых, ограничен с правой стороны размерами зерен ~45 мкм. Это свидетельствует о преобразовании наиболее крупных зерен, очевидно, путем их деления поперечными границами, возникающими в результате эволюции дислокационной субструктуры при усталостном нагружении стали.

Детализация изменения зеренной структуры стали при усталостных испытаниях возможна также в результате анализа поведения выявленных классов зерен - высокоанизотропных, среднеанизотропных и изотропных. К моменту разрушения уменьшаются средние размеры изотропных и среднеанизотропных зерен; средние размеры высокоанизотропных зерен остаются практически неизменными по сравнению с исходным состоянием. Возрастает рассеяние вектора структурной текстуры изотропных и среднеанизотропных зерен на всем протяжении усталостных испытаний. В случае высокоанизотропных зерен рассеяние вектора структурной текстуры изменяется более сложным образом – на промежуточной стадии нагружения угол разориентации вектора структурной текстуры увеличивается, в разрушенном материале – снижается, оставаясь, однако, почти в два раза большим по отношению к исходному состоянию. В процессе усталостного нагружения некоторая часть границ двойникового типа трансформировалась в большеугловые границы зерен. Это привело к снижению размеров зерен и снижению объемной доли зерен, содержащих микродвойники.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №02.740.11.0538).

СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗО-КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЗАКАЛКОЙ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ

Ширинов Т. М., Глезер А. М.*, Коновалов С. В., Громов В. Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г. Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

*ФГУП «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им.
И.П. Бардина», г. Москва, Россия, glezer@imph.msk.ru

В работе приведены результаты исследований по влиянию закалки из жидкого состояния (ЗЖС) на структуру и свойства сплава FeCo. Исследования проведены с ленточными образцами сплава Fe₅₀Co₅₀, полученными методом спиннингования из расплава в среде инертного газа. Образцы имели ширину 10 мм и толщину в интервале 40–50 мкм. Изотермические отжиги закаленных образцов проводили при температурах 200–1000⁰С в течение 1 ч.

Установлено, что при охлаждении в сплаве FeCo протекает последовательно два фазовых превращения: полиморфное $\gamma \rightarrow \alpha$ (ГЦК \rightarrow ОЦК) в интервале температур 960–970⁰С и упорядочение ОЦК твердого раствора по типу В2 при 730⁰С. Полиморфное превращение при «обычных» скоростях превращения протекает полностью, и при комнатной температуре в сплаве не обнаруживается следов высокотемпературной γ -фазы.

Электронно-микроскопические наблюдения показали, что после ЗЖС в сплаве отсутствуют какие-либо признаки протекания мартенситного превращения. Вместе с тем, по границам зерен обнаружены частицы остаточной γ -фазы, объемная доля которой составляет ~5%, причем наблюдается тенденция к снижению этого значения по мере увеличения толщины закаленных ленточных образцов. Методом высокотемпературной магнитометрии установлено, что при температуре 500⁰С наблюдается резкое возрастание коэрцитивной силы и снижение максимальной магнитной проницаемости.

Размер зерна сплава FeCo после ЗЖС составляет около 5 мкм и не меняется вплоть до температуры отжига 500⁰С. Далее происходит резкий рост до 20 мкм и последующее снижение, связанное с фазовой перекристаллизацией. Для микрокристаллических сплавов FeCo характерны зерна произвольной формы с сильно развитой субструктурой различной степени совершенства. На свободной поверхности ленточных образцов методом сканирующей электронной микроскопии можно наблюдать дендритные ячейки кристаллизации размером 0,5–1 мкм. Исчезновение ячеек наблюдается после отжига при температуре свыше 800⁰С.

Определены значения индукции насыщения и магнитострикции при комнатной температуре, оказавшиеся равными 2,36 Тл и $70 \cdot 10^{-6}$ соответственно. Установлено, что закалка из расплава фактически не влияет на протекание в сплаве полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и превращения второго рода $\alpha \rightarrow$ сверхструктура типа В2. Незначительное влияние заключается в наличии в структуре быстрозакаленного сплава малого количества остаточной γ -фазы и в небольшом снижении степени порядка по типу В2, которое, в свою очередь, зависит от конечной толщины ленточных образцов. ЗЖС ведет к заметному повышению пластичности сплава FeCo. При этом склонность к хрупкому зернограничному разрушению возрастает по мере роста степени порядка в образцах, прошедших ЗЖС.

На основании проведенных экспериментов можно утверждать, что методом ЗЖС можно получить достаточно пластичный безванадиевый пермендюр (FeCo), что практически не реализуется при «обычных» способах выплавки, передела и термообработки.

ГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ

Корнет Е. В., Иванов Ю. Ф.*, Громов В. Е., Коновалов С. В.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,
г.Новокузнецк, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

*ГОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»,
г.Томск, Россия, yufi@mail2000.ru

Целью работы являлось установление закономерностей эволюции фазового состава и дефектной субструктуры закаленной конструкционной стали 38ХНЗМФА, деформированной одноосным сжатием при комнатной температуре.

В результате исследований закаленной стали (состояние перед деформированием) показано, что аустенитизация при температуре 950 °С (1,5 час.) и последующая закалка в масле приводит к формированию многофазного материала, а именно, α -фаза, γ -фаза, карбид железа. Основной фазой является мартенсит. Преимущественной морфологией мартенсита является пакет кристаллов – реек. Второй морфологической составляющей исследуемой стали является мартенсит пластинчатый высокотемпературный. Остаточный аустенит имеет форму тонких прослоек и располагается по границам кристаллов мартенсита. Цементит «самоотпуска» игольчатой формы располагается преимущественно в кристаллах пластинчатого высокотемпературного мартенсита; в виде округлых частиц – по границам кристаллов пакетного и пластинчатого мартенсита, пакетов и зерен.

Исследования закаленной стали, подвергнутой пластической деформации одноосным сжатием, выполненные методами электронной дифракционной микроскопии и рентгеноструктурного анализа, выявили сложный взаимосвязанный характер эволюции фазового состава и дефектной субструктуры материала, проявляющийся на макро-, мезо-, микро- и наноструктурных уровнях. Деформация закаленной стали сопровождается скольжением дислокаций и микродвойникованием. Установлено, что с увеличением степени деформации стали наблюдается рост плотности микродвойников; скалярной и избыточной плотности дислокаций, линейной плотности изгибных экстинкционных контуров и амплитуды дальнедействующих полей напряжений; уменьшение продольных размеров фрагментов кристаллов мартенсита.

Деформация закаленной стали сопровождается формированием в каналов локализованной деформации – особых состояний материала, располагающихся преимущественно вдоль границ раздела соседних пакетов или границ раздела пластин и пакетов. Как правило, канал деформации имеет слоистое строение и форму вытянутой области, поперечные размеры которой ~0,5 мкм. Слои сформированы кристаллитами, размеры которых изменяются в пределах 50–100 нм. С ростом степени деформации объем материала, занятый каналами деформации, возрастает, достигая на момент разрушения стали нескольких десятков процентов.

Исследования закаленной стали, подвергнутой пластической деформации одноосным сжатием выявили сложный, взаимосвязанный характер эволюции фазового состава и дефектной субструктуры материала. Показано, что деформация закаленной стали сопровождается допревращением остаточного аустенита, о чем свидетельствует уменьшение объемной доли остаточного аустенита с ростом степени деформации. При $\varepsilon = 0,2$ остаточный аустенит не выявляется. Вдоль границ кристаллов мартенсита и пакетов, одновременно с этим обнаруживаются наноразмерные частицы цементита.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект 08-02-00024-а).

РОЛЬ КОНТАКТНОЙ РАЗНОСТИ ПОТЕНЦИАЛОВ В ИЗМЕНЕНИИ АКТИВАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В АЛЮМИНИИ

Невский С. А., Коновалов С. В., Пономарева М. В., Громов В. Е.

ГОУ ВПО «Сибирский государственный индустриальный университет», Новокузнецк, Россия, nevskiy_sa@physics.sibsiu.ru

Роль внешних электрических воздействий в изменении активационных параметров пластической деформации материалов неоднократно подчеркивалась в работах многих авторов. Так в [1] установлено, что при деформировании щелочно-галлоидных кристаллов во внешнем электрическом поле, активационные параметры существенно изменяются. В [2, 3] показано, что подключение к алюминиевому образцу металлов с иной работой выхода изменяет скорость ползучести и микротвердость. Релаксация напряжений в условиях подключения различных металлов практически не изучалась. Целью работы является установление роли влияния подключения металлов с иной работой выхода на активационные параметры процесса релаксации напряжений в технически чистом алюминии А 85. В процессе исследования анализировалось относительное изменение активационного объема $\zeta = (\gamma_{el} / \gamma_0) - 1$ под воздействием потенциала, где γ_{el} – активационный объем при воздействии, γ_0 – активационный объем в обычных условиях. В результате исследования установлено, что активационный объем при подключении различных металлов изменяется немонотонно, уменьшаясь в случае подключения свинца, титана, железа и меди, и увеличиваясь при подключении циркония. С позиции конденсационной модели зарождения дислокаций в приповерхностных слоях металла [4] в процессе релаксации напряжений происходит закачка вакансий с поверхности материала в объем вследствие изменения их химического потенциала. Изменение электрического состояния поверхности приводит, по-видимому, к стимулированию эффекта закачки, в результате чего происходит увеличение числа дислокационных петель и увеличение их в размерах. При подключении циркония, по-видимому, проявляются эффекты, тормозящие процесс закачки вакансий.

Таким образом, в нашей работе показана роль контактной разности потенциалов в изменении активационного объема. С позиции конденсационной модели зарождения дислокаций выдвинуто предположение о связи изменений активационного объема с процессом закачки вакансий с поверхности металла.

Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт № П411).

Список литературы

1. Зуев, Л. Б. Физика электропластичности щелочно-галлоидных кристаллов [Текст] / Л. Б. Зуев. – Новосибирск: Наука, 1990. – 120 с.
2. Коновалов, С. В. О влиянии электрического потенциала на скорость ползучести алюминия [Текст] / С. В. Коновалов [и др.]. // ФТТ. – 2007. – Т.49. – № 8. – С.1389–1391.
3. Зуев, Л. Б. О влиянии контактной разности потенциалов и электрического потенциала на микротвердость металлов // ФТТ. – 2009. – Т.51. – № 6. – С.1077–1080.
4. Алехин, В. П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов [Текст] / В.П. Алехин. – М.: Наука, 1983 – 280 с.

ФИЗИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ УДАРНИКОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ВНЕДРЕНИИ ИХ В ПРОЧНЫЕ ПРЕГРАДЫ КОНЕЧНОЙ ТОЛЩИНЫ

Горельский В. А., Захаров В. М., Клишкин К. А., Хорев И. Е.

Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, г. Томск, Россия, khorev@main.tusur.ru

В работе [1] описано обнаруженное в опытах по высокоскоростному взаимодействию ударников с преградами новое физическое явление в процессе соударения разно-масштабных твёрдых тел, названное автором ударно – откольной асимметрией. Оно заключается в разрушении откольной тарелочки, образующейся после пробития преграды конечной толщины остатком ударника только на нечетное количество фрагментов: 3; 5; 7; 9 и т.д.

В процессе проведения более тщательных систематических экспериментов по ударному взаимодействию высокопрочных ударников с различными преградами нами было обнаружено новое, ранее не описанное физическое явление, названное авторами «ударно – сдвиговой асимметрией» в процессе разрушения высокопрочных бойков с преградами при ударе.

Установлено, что в случае соударения высокопрочных стальных ударников со стальными преградами характер деформации и разрушения их существенно изменяется при увеличении скорости встречи ударника с преградой [2].

На рис.1 показана кривая проникания $L_k(V_0)$ высокопрочных ударников в стальную преграду (НВ170) при скоростях встречи до 2800 м/с. Высокопрочные сердечники (диаметром $d = 6$ и 10,9 мм из стали У12А, HRC 64–68) размещались в мягкой биметаллической оболочке диаметром $D = 7,62$ и 12,7 мм.

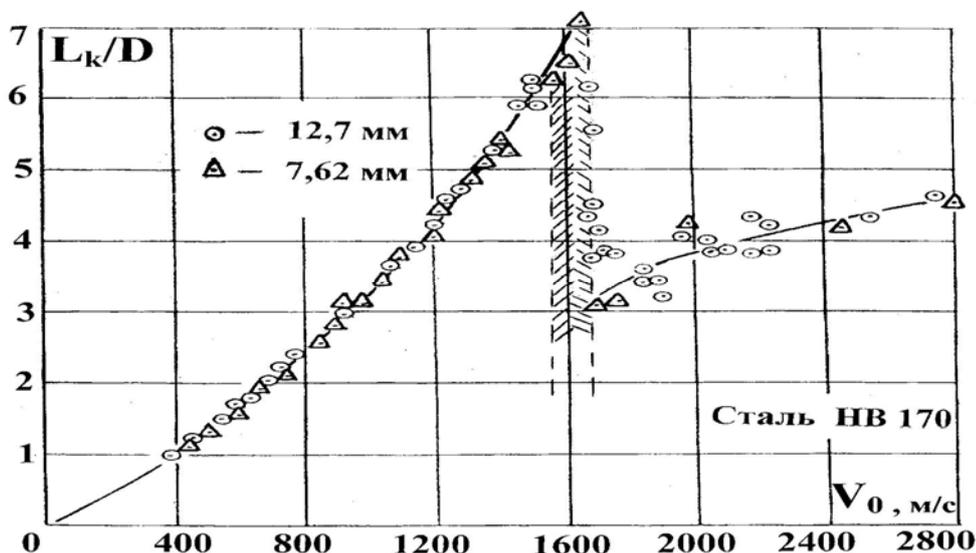


Рис. 1

Как следует из опытов, зависимость глубины внедрения от скорости имеет сложный вид и состоит из трёх существенно различных участков, обусловленных различным характером деформации и разрушения ударников в процессе проникания. В диапазоне скоростей до 1600 м/с (первый участок) ударники деформируются лишь упруго и не разрушаются, при этом глубина внедрения нарастает очень быстро. В узком диапазоне значений V_0 вблизи скорости 1600 м/с (второй участок) головная часть ударников начинает разрушаться и глубина внедрения резко падает. На третьем участке свыше 1600 м/с глубина проникания начинает вновь возрастать за счёт внедрения ос-

тавшейся (хвостовой) части ударника, но значительно медленнее, чем на первом участке. Попытки описать полученную кривую численно в исследованном диапазоне скоростей взаимодействия не увенчались пока успехом из-за неисследованной физики и механики разрушения головной части высокопрочных ударников.

Исследование уловленных в опытах остатков ударников свидетельствует о существенной нестационарности процесса разрушения материала ударника, из анализа которых следует, что в диапазоне скоростей встречи 500–1000 м/с имеет место разрушение головных частей высокопрочных ударников типа «сколов». В систематических экспериментах с ударниками цилиндрической формы с головной частью в виде плоского торца установлено, что в зависимости от скорости удара «угол срабатывания» или «угол сколов» 2β головной части ударника изменяется от 90° до 130° во всём исследованном диапазоне скоростей удара, а в диапазоне 500 – 1000 м/с он изменяется в пределах $2\beta = 90^\circ - 100^\circ$. Скалывание ударников при скоростях встречи 500 – 1000 м/с приводит к образованию существенно несимметричных головных частей исследованных ударников даже при строго осесимметричном ударе, которые напоминают по форме «зубило».

На рис.2 показан осевой срез кратера в преграде конечной толщины из стали средней твёрдости (НВ 300) толщиной 17 мм и остаток ударника с удлинением 6 калибров ($\lambda = 6$), где λ – отношение длины ударника к его диаметру, непосредственно в кратере. Скорость встречи при строго осесимметричном ударе составляла $V_0 = 1065$ м/с. Параметры цилиндрического ударника составляли: масса $m=10,8$ г, диаметр $d = 6,6$ мм, удлинение $\lambda = 6$, материал ударника – сталь 35Х3НМ. Отчётливо видна коническая форма головной части внедрившегося в преграду цилиндрического ударника.

Головная часть уловленного в опытах остатка ударника после взаимодействия с преградой частично напоминает по форме «зубило» (существенно несимметричное разрушение при ударе бойка по нормали к лицевой поверхности преграды). Это неопи-санное ранее явление названо авторами «ударно – сдвиговой асимметрией».

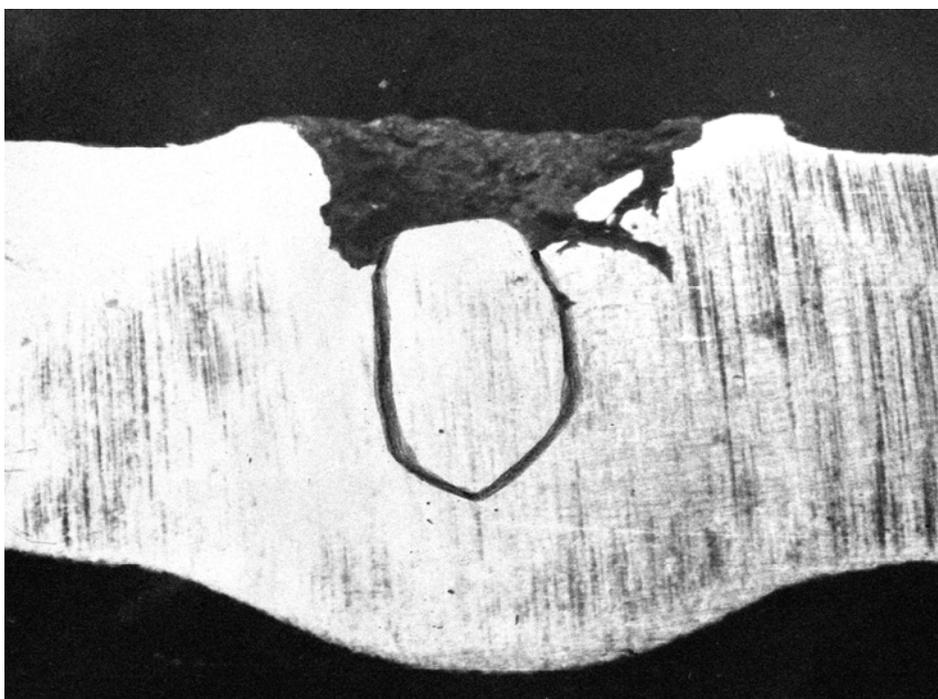


Рис. 2

Его нельзя описать в рамках осесимметричной задачи даже при строго осесимметричном взаимодействии ударников с преградами из-за несимметричного разрушения головной части бойков [3].

Представляет повышенный интерес, в связи с чрезвычайно высокой стоимостью подобных экспериментов, компьютерное моделирование этого сложного процесса с целью получения недостающей информации непосредственно из зоны высокоскоростной деформации и разрушения взаимодействующих тел.

Для математического описания поведения взаимодействующих тел используется модель повреждаемой среды, характеризующаяся наличием микрополостей (пор, трещин) [3]. Система уравнений, описывающая нестационарные адиабатные движения такой среды, включает в себя уравнения неразрывности, движения, энергии и кинетическое уравнение изменения удельного объема микроповреждений [3]. Численное моделирование проводится модифицированным методом конечных элементов, в осесимметричной постановке [4].

На рис. 3 представлен расчёт проникания стального ударника в стальную преграду толщиной 10 мм со скоростью 800 м/с в момент времени 37 мкс. В этот момент начинается разрушение головной части стального ударника.

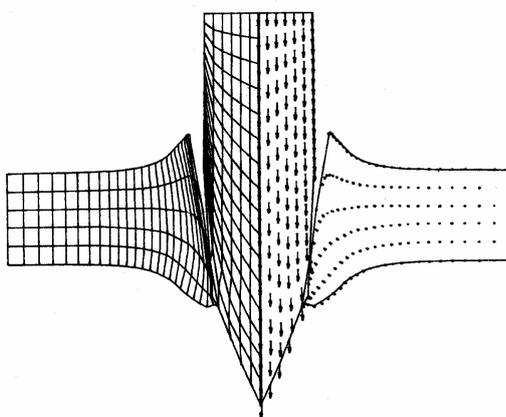


Рис. 3

Таким образом, обнаружено неопианное до настоящего времени и неизвестное ранее новое физическое явление при ударном взаимодействии высокопрочных ударников с преградами. Оно заключается в том, что в процессе проникания ударников в преграды головная часть их, даже при строго осесимметричном взаимодействии, разрушается несимметрично и имеет форму «зубило». Это явление имеет чрезвычайно важное научное (фундаментальное) и практическое значение, связанное с созданием широкодиапазонной теории динамического разрушения высокопрочных материалов (включая сверхпрочные изделия, получаемые из нанопорошков), изучением физики и механики пробивания отдельных преград и составных конструкций и разработка высокоэффективных проникающих в различные среды [4]. Представляют отдельный научный и практический интерес теоретическое объяснение этого сложного явления и разработка его полной физико-математической модели.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНП ВШ (рег. №2.1.1/4147) и РФФИ (код проекта 10-08-00398).

Список литературы

1. Хорев И.Е.// Письма в ЖТФ. 2005. Том 31. Вып. 4. С. 71-75.
2. Захаров В.М., Хорев И.Е.// Матер. 2 – го Всес. совещ. по детонации. Черноголовка, 1981. В. 2. С. 46-50.
3. Хорев И.Е.// Химическая физика. 2002. Т. 21. № 9. С. 17 – 21
4. Радченко А.В., Фортон В.Е., Хорев И.Е.// ДАН. 2003. Т. 389. № 1. С. 49 – 54.

УПРОЧНЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т, БОМБАРДИРУЕМОЙ ИОНАМИ ТИТАНА С ЭНЕРГИЕЙ 50 КЭВ

Русакова А. В., Максимкин О. П., Гусев М. Н.

Институт Ядерной Физики НЯЦ РК, Алматы, Казахстан
arussakova@gmail.com

Введение

Традиционные методы модифицирования поверхностных слоев металлических материалов в целом ряде случаев не обеспечивают заданное изменение физико-механических свойств. Имплантация ускоренных ионов различных элементов открывает возможности создания в поверхностных слоях образцов необычных фазовых и структурных состояний [1] и, кроме того, имплантация ведет к образованию значительных концентраций дефектов и атомов примесей вблизи поверхности, в результате чего, вызываемые ими искажения решетки могут распространяться на глубины во много раз превышающие значения проецированного пробега ионов в мишени. С этим эффектом могут быть связаны некоторые особенности упрочнения и разрушения имплантированных материалов.

Методика исследований

Исследовали аустенитную нержавеющую сталь 12Х18Н10Т. Плоские стальные образцы в виде двойной лопатки с размерами рабочей части $10 \times 3.5 \times 0.3$ мм отжигали при 1320К в вакууме 30 мин, а затем облучали ионами титана с двух сторон на установке «Диана» (ФТИ МОН РК, 50кэВ, максимальный флюенс частиц 10^{17} ион/см²).

Необлученные и облученные образцы деформировали со скоростью 0.44 мм/мин при температуре 293К на лабораторной установке, совмещающей прецизионный калориметр Кальве и микроразрывную машину [2]. Фрактографические исследования и определение элементного состава материала поверхности излома проводили с помощью растрового электронного микроскопа “JSM-7500F (JEOL)”, дополнительно укомплектованного анализатором фирмы Oxford Instruments. Микротвердость по Виккерсу определяли на приборе ПМТ-3 при нагрузке на индентор 100 г.

Результаты и их обсуждение

Механические испытания в калориметре. Измерения микротвердости показали, что на обеих сторонах плоского образца, облученного ионами титана флюенсом $5 \cdot 10^{16}$ ион/см², $H_{\mu} = 160$ кг/мм², что на 10% больше, чем у необлученного образца.

Обработка этих экспериментальных данных показала, что характеристики прочности и пластичности стальных образцов, имплантированных ионами Ti, практически не отличаются от таковых для исходных образцов.

В то же время из калориметрических экспериментов обнаружено, что интенсивность тепловыделения dQ/dt в ходе деформации имплантированных стальных образцов выше, чем для необлученных и она возрастает с ростом флюенса частиц. Это различие начинает проявляться в сильной степени лишь по достижении некоторой критической степени деформации $\delta_{кр}$, причем $\delta_{кр} = 40\%$ для $2,5 \cdot 10^{16}$ ион/см² и $\delta_{кр} = 25\%$ при $\Phi t = 1 \cdot 10^{17}$ ион/см². Вероятнее всего, что этот дополнительный тепловой эффект связан с протекающим в деформируемом стальном образце мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения [3].

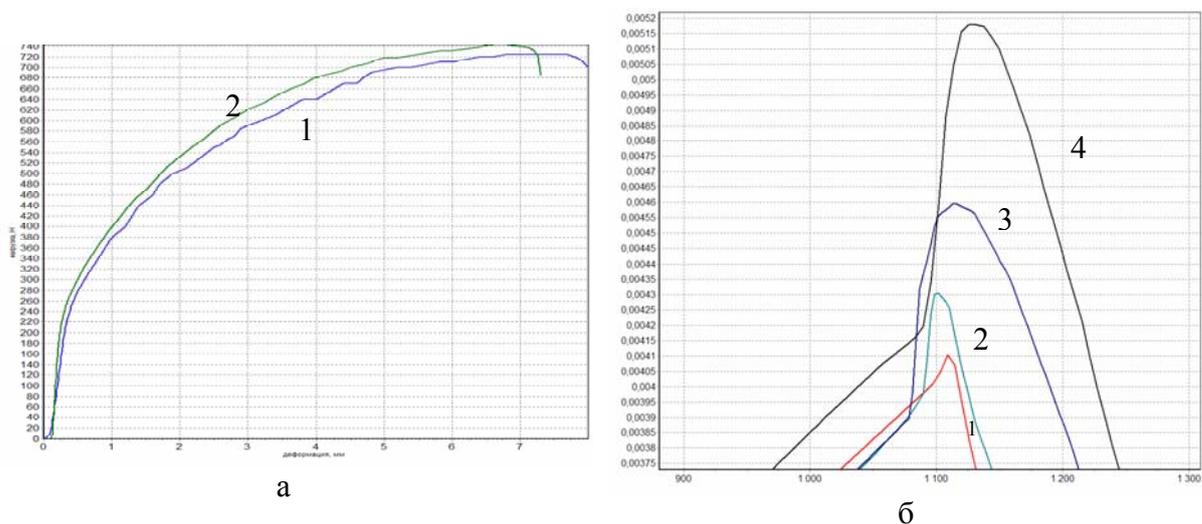


Рис. 1. *а* – Инженерные диаграммы растяжения стальных образцов: 1 – необлученная; 2 – флюенс $1 \cdot 10^{17}$ ион/см²; *б* – Экспериментальные кривые тепловыделения (в координатах «скорость тепловыделения [кал/сек]– время [сек]») в процессе деформации необлученных (1) и облученных ионами титана (2 – $2,5 \cdot 10^{16}$; 3 – $5 \cdot 10^{16}$; 4 – $1 \cdot 10^{17}$ ион/см²) образцов стали 12Х18Н10Т.

Тепловые эффекты при разрушении. Для ионно-имплантированной стали удельный тепловой эффект, сопровождающий разрушение, значительно выше, чем для необлученного материала. Это различие также можно объяснить тем, что в деформируемом образце протекало $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, причем тем большее по величине, чем дольше облучался образец. По достижению истинных напряжений равных 2100 МПа для необлученного и 1800 МПа для облученного флюенсом $1 \cdot 10^{17}$ ион/см² стальных образцов они разрушались.

Фрактография. При фрактографических исследованиях поверхности разрушенных необлученных и облученных образцов стали 12Х18Н10Т установлено (см. фото в табл. 3), что излом во всех случаях носит вязкий характер. Исследование излома необлученных образцов на сканирующем электронном микроскопе обнаружило достаточно однородную структуру и микрорельеф. Наблюдаются довольно крупные чашечки (средний размер 5–7 мкм) с хорошо выраженными гребнями отрыва. Мелкие чашечки (1,5–3 мкм) являются «окантовкой» крупных и часто образуют группы, диаметром 15–25 мкм. По результатам 25 измерений установлено, что средняя плотность чашечек составляет $2,72 \cdot 10^3$ ед/м².

Таблица 3. Результаты фрактографических исследований

	Необл.	$2,5 \cdot 10^{16}$ ион/см ²	$5 \cdot 10^{16}$ ион/см ²
Вид излома			
Плотность чашечек, ед/м ²	$2,72 \cdot 10^3$	$1,45 \cdot 10^3$	$7,74 \cdot 10^2$

При исследовании поверхности излома образца, облученного флюенсом $2,5 \cdot 10^6$ ион/см², оказалось, что при неизменном вязком характере разрушения, по сравнению с необлученным образцом, плотность чашечек в изломе снизилась до $1,45 \cdot 10^3$ ед/м². В то же время при повышении дозы облучения до $5 \cdot 10^{16}$ ион/см² плотность чашечек увеличилась до $7,74 \cdot 10^2$ ед/м². Несомненно, что большую роль в формировании такого характера разрыва сыграло мартенситное $\gamma \rightarrow \alpha'$ превращение.

Наряду со структурными исследованиями проводили также элементный анализ материала на поверхности разрыва. Анализ спектров, снятых с поверхности и объема излома образца показал, что особой разницы между ними нет.

Заключение

С применением методов микрокалориметрии, микротвердости и фрактографии изучены особенности процессов упрочнения и разрушения образцов нержавеющей аустенитной стали 12Х18Н10Т, облученной ускоренными ионами Ti с энергией 50 кэВ до максимального флюенса $1 \cdot 10^{17}$ ион/см². Показано, что облучение стали не привело к существенным изменениям характеристик прочности и пластичности, а также не изменило типа разрушения – вязкий. Основное различие заключалось в сравнительно высоком значении теплового эффекта при разрушении образцов стали, имплантированных ионами титана, что обусловлено, по-видимому, аномально высокой пластической деформацией приповерхностного облученного слоя образца, а также зарождением большого числа микротрещин в шейке образца, что ведет к увеличению теплового выброса при разрыве.

Таким образом, показано, что методика микрокалориметрии пластического течения не только обнаруживает высокую чувствительность к модификации поверхности, но и выявляет сложную картину поведения имплантированного материала при деформации и разрушении.

В дальнейшем, при исследовании ионно-имплантированных материалов, вместо механических испытаний на растяжение целесообразно исследовать усталостные малоцикловые испытания, в которых свойства приповерхностного слоя играют решающую роль в формировании соответствующих характеристик.

Список литературы

1. Быковский Д.А., Неволин В.Н., Фоминский В.Ю. Ионная и лазерная имплантация металлических материалов. – М., Энергоатомиздат. – 1991. – 240 С.
2. Гусев М.Н., Максимкин О.П. «Методика и установка для изучения тепловыделения и накопления энергии в процессе деформации облученных металлических материалов». Вестник НЯЦ РК. Курчатова, 2001, стр. 69-75.
3. Максимкин О.П., Гусев М.Н., Токтогулова Д.А. Диссипативные процессы на различных стадиях пластического течения армо-железа и нержавеющей стали 12Х18Н10Т, облученных нейтронами. //Вестник НЯЦ РК, 2007, № 3, стр. 12-17.
4. Максимкин О.П., Гусев М.Н. Изменения напряжений течения и латентной энергии при деформации нержавеющей стали 12Х18Н10Т, облученной нейтронами. //Письма в ЖТФ, 2003, т.29, № 3, стр.1-7.

МОДЕЛЬ СВЯЗИ НАПРЯЖЕНИЯ, ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ В СПЛАВЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ: ПРОПОРЦИОНАЛЬНОЕ НАГРУЖЕНИЕ

Пряхин С. С., Рубаник В. В. мл.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь,
sspryakhin@yandex.by, jr@tut.by

В описании модели используем соотношения, вытекающие из возможности взаимно однозначного отображения симметричных тензоров a_{ij} второго ранга 3×3 ($i = x, y, z; j = x, y, z$) с шестью независимыми вещественными компонентами в 6-мерное пространство с базисными векторами \vec{e}_k ($k = 1, 2, 3, 4, 5, 6$) вида

$$a_{ij} = \begin{bmatrix} a_{xx} & a_{xy} & a_{xz} \\ a_{yx} & a_{yy} & a_{yz} \\ a_{zx} & a_{zy} & a_{zz} \end{bmatrix} \Leftrightarrow \vec{a} = a_k = (a_1 \ a_2 \ a_3 \ a_4 \ a_5 \ a_6) = (a_{xx} \ a_{yy} \ a_{zz} \ \sqrt{2}a_{xy} \ \sqrt{2}a_{yz} \ \sqrt{2}a_{xz}) \quad (1)$$

с постулированными соотношениями скалярных произведений базисных векторов $(\vec{e}_k \cdot \vec{e}_l) = \delta_{kl}$, где δ_{kl} – символ Кронекера. При этом модуль вектора \vec{a} определяется как

$$|\vec{a}| = \sqrt{(\vec{a} \cdot \vec{a})} = \sqrt{a_1^2 + a_2^2 + a_3^2 + a_4^2 + a_5^2 + a_6^2}, \quad (2)$$

а свертка двух тензорных величин a_{ij} и b_{ij} равна скалярному произведению их векторных отображений \vec{a} и \vec{b} в 6-мерном пространстве

$$a_{ij}b_{ij} = \vec{a} \cdot \vec{b} = a_{xx}b_{xx} + a_{yy}b_{yy} + a_{zz}b_{zz} + 2a_{xy}b_{xy} + 2a_{yz}b_{yz} + 2a_{xz}b_{xz}. \quad (3)$$

Операции над тензором: свертка, выделение объемной и девиаторной составляющих в векторном пространстве при таком отображении выполняются с использованием линейно алгебраических соотношений со следующими векторно-матричными объектами \vec{b} , I, B

$$\vec{b} = \begin{bmatrix} 1 \\ 1 \\ 1 \\ 0 \\ 0 \\ 0 \end{bmatrix}, \quad I = \begin{bmatrix} 1 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 1 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 1 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 1 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 1 \end{bmatrix}, \quad B = \begin{bmatrix} 1 & 1 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & 1 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 1 & 1 & 1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & 0 & 0 & 0 & 0 & 0 \end{bmatrix}. \quad (4)$$

Примечательными атрибутами такого отображения является ортогональность объемной и девиаторной составляющих отображающего вектора $\vec{a} = \text{dev } \vec{a} + \vec{a}_V$; $\text{dev } \vec{a} \cdot \vec{a}_V = 0$ и пропорциональность модуля девиаторной составляющей квадратному корню из второго инварианта. Это приводит к выражениям для интенсивностей напряжения и деформаций

$$\sigma_i = \sqrt{\frac{3}{2}} |\text{dev } \vec{\sigma}|, \quad \varepsilon_i = \sqrt{\frac{2}{3}} |\text{dev } \vec{\varepsilon}|. \quad (5)$$

Принятие гипотез пропорциональных изменений девиаторных составляющих нагрузок/деформаций, как для упруго-пластических деформаций, есть признание того, что эволюции этих девиаторов с изменением их модулей (интенсивностей) происходит вдоль определенно ориентированной линии в шестимерном пространстве.

В модели поведения сплавов с памятью формы (СПФ) [1] автор различает три типа превращений в материале: {a} – аустенитный, обусловленный мартенситно-

аустенитным превращением; $\{t\}$ – температурно-индуцированный с образованием неориентированного мартенсита из аустенита, и $\{s\}$ – напряженно-индуцированный процесс с образованием ориентированного мартенсита из аустенита или температурно-индуцированного мартенсита. Считается, что только изменения напряженно-индуцированного мартенсита вносят изменения неупругой составляющей деформации ε^{tr} , которую принято называть деформацией превращения. Мы относим переориентирование мартенсита к процессу $\{s\}$. Согласно нашей модели при пропорциональных нагрузениях деформации превращения с одинаковыми интенсивностями могут реализоваться двумя противоположными по знаку деформациями. Мерой завершенности противоположно направленных напряженно-индуцированных процессов являются компоненты внутренней переменной ξ^+ и ξ^-

$$\xi = \xi^+ + \xi^- \leq 1, \quad \xi^+ \geq 0, \quad \xi^- \geq 0, \quad (6)$$

отвечающие вкладом противоположно ориентированных ансамблей мартенсита в величину деформации превращения.

$$\varepsilon^{tr}_i = \left| \bar{\varepsilon}^{tr} \right| = \varepsilon_L \left| \xi^+ - \xi^- \right|, \quad (7)$$

где ε_L – предел восстанавливаемой деформации. Для одномерного случая с подобной концепцией разделения внутренней переменной модель описана нами в [2].

В основе пространственной модели поведения СПФ в условии изменения термомеханической нагрузки положены три гипотезы:

1. Полная деформация материала является суперпозицией ее составляющих: упругой деформации ε^{el} , термоупругой деформации ε^T и деформации превращения ε^{tr} . Соотношения между упругой деформацией и напряжением определяются обобщенным законом Гука, в котором фазовые изменения могут оказывать влияние только на модуль Юнга. Термоупругая деформация имеет только объемные компоненты, изменения которых пропорциональны изменению температуры.

2. Деформация превращения представлена только девиаторной компонентой. Интенсивность деформации превращения является функцией интенсивности напряжения и температуры, не зависящей от типа напряженного состояния.

3. В напряженно-индуцированном процессе компоненты деформации превращения изменяются пропорционально компонентам девиатора напряжений. В аустенитных процессах их изменения происходят пропорционально компонентам самой деформации превращения. Температурно-индуцированное аустенитно-мартенситное превращение, если не сопровождается напряженно-индуцированным процессом, на изменение интенсивности деформации превращения влияния не оказывает.

Суперпозиция деформаций дает

$$d\varepsilon = d\varepsilon^{el} + d\varepsilon^{tr} + d\varepsilon^T. \quad (8)$$

Приращения упругих деформаций можно определить из обобщенного закона Гука

$$\bar{\sigma} = 2G\bar{\varepsilon}^{el} + \lambda B\bar{\varepsilon}^{el} = (2GI + \lambda B)\bar{\varepsilon}^{el}, \quad (9)$$

где G и λ – постоянные Ламе, I, B – определены в (4). С учетом модельной функции для модуля Юнга, к примеру $E = E(\xi) = E_A - \xi(E_A - E_M) = E_A - (\xi^+ + \xi^-)(E_A - E_M)$, E_A и E_M – значения модулей Юнга для аустенитного и мартенситного состояний, соответственно, эти приращения равны

$$d\bar{\varepsilon}^{el} = E(2GI + \lambda B)^{-1} \frac{d\bar{\sigma}}{E} + E(2GI + \lambda B)^{-1} \bar{\sigma} d\left(\frac{1}{E}\right) = (2GI + \lambda B)^{-1} \left(d\bar{\sigma} - \frac{1}{E} \frac{dE}{d\xi} \bar{\sigma} d\xi \right). \quad (10)$$

Изменения термоупругой деформации имеют только объемную составляющую

$$d\varepsilon^T = \alpha \bar{b} dT, \quad (11)$$

где α – коэффициент линейного термического расширения; \bar{b} – определен в (4).

Изменения составляющих деформации превращения для процессов $\{a\}$, $\{t\}$, $\{s\}$, и $\{s\&t\}$, представляющего комбинацию процессов $\{s\}$ и $\{t\}$, с учетом (6) могут быть представлены уравнениями:

$$\{a\}: d\bar{\varepsilon}^{tr} = \begin{cases} 0, & \varepsilon_i^{tr} = 0 \\ -\frac{\bar{\varepsilon}^{tr}}{\varepsilon_i^{tr}} \varepsilon_L |d\xi^+ - d\xi^-|, & \varepsilon_i^{tr} > 0 \end{cases} \quad (12)$$

$$\{s\}: d\bar{\varepsilon}^{tr} = \frac{3}{2} \frac{\text{dev } \bar{\sigma}}{\sigma_i} \varepsilon_L |d\xi^+ - d\xi^-|, \quad (13)$$

$$\{t\}: d\bar{\varepsilon}^{tr} = 0, \quad (14)$$

$$\{s\&t\}: d\bar{\varepsilon}^{tr} = \frac{3}{2} \frac{\text{dev } \bar{\sigma}}{\sigma_i} \varepsilon_L |d\xi^+ - d\xi^-|. \quad (15)$$

Уравнение (12) отражает изменение в направлении противоположном текущей деформации превращения при ненулевой ее величине. (14) – в комментариях не нуждается. (13) и (15) отражает изменения в 6-мерном пространстве в направлении вектора девиатора напряжения.

Определяющие соотношения (8), (10)-(15) следует дополнить кинетическими соотношениями, описывающими связь с изменениями интенсивности напряжения и температуры пары компонентов внутренней переменной

$$\begin{aligned} \xi^+ &= F_1(\sigma_i, \xi^+, \xi^-, T), \\ \xi^- &= F_2(\sigma_i, \xi^+, \xi^-, T) \end{aligned} \quad (16)$$

и условиями их реализации. В настоящей работе ограничимся констатацией возможности использования кинетических соотношений из [2]. При их адаптации следует учесть, что процессы, сопровождающиеся напряженно-индуцированными превращениями, должны отвечать необходимому условию направленности скорости изменения деформации превращения по направлению девиатора напряжения

$$\text{dev } \bar{\sigma} \cdot \text{dev } d\bar{\varepsilon}^{tr} = \text{dev } \bar{\sigma} \cdot d\bar{\varepsilon}^{tr} > 0. \quad (17)$$

Имеются отрывочные сведения об изменении объема в некоторых СПФ при аустенитно-мартенситных превращениях [3] и влиянии на процесс объемного напряжения, то есть о нарушении Гипотезы 2 настоящей модели. К нитиноловым сплавам это не относится. В этой работе для учета объемного напряжения предлагалось введение гидростатического коэффициента в уравнении кинетики. Для учета изменения объема в настоящей работе предлагаем использовать модельную функцию плотности

$$\rho = \rho(\xi) = \rho_A - \xi(\rho_A - \rho_M), \quad (18)$$

где ρ_A и ρ_M – модули Юнга аустенитной и мартенситной фазы и вытекающей из нее формулы для изменения объемной компоненты деформации превращения:

$$d\bar{\varepsilon}_V^{tr} = \bar{b} d\varepsilon_V^{tr} = \frac{2}{3} \frac{\rho_A - \rho_M}{\rho_A + \rho_M} \bar{b} d\xi. \quad (19)$$

Настоящая модель позволяет, хотя бы на качественном уровне, описывать широкий спектр явлений от псевдоупругости и памяти формы при мартенситно-аустенитных превращениях до явлений с ориентированием мартенсита и поведения материала при знакопеременных нагрузках, в частности, с переориентированием мартенсита.

Список литературы

1. Brinson L.C. One-dimensional constitutive behavior of shape memory alloys: thermomechanical derivation with non-constant material functions and redefined martensite internal variable. *Journal of Intelligent Material Systems and Structures*. 1993. 4(2): pp. 229-242.
2. Пряхин С.С., Рубаник В.В. мл. Концепция разделения компонентов внутренней переменной для описания термомеханического поведения сплава с памятью формы при знакопеременных нагрузках. / *Современные методы и технологии создания и обработки материалов/ IV Междунар. научн.-техн. конф. (Минск, 19-21 октября 2009г.): сб. материалов. В 3 кн. Кн.1. Многофункциональные материалы в современной технике и методы их получения. Материалы для микро- и нанoeлектроники / ред. коллегия: С.А. Астапчик (гл. ред.) и др. – Минск: ФТИ НАН Беларуси, 2009. –295 с. С. 190-195.*
3. Brocca M., Brinson L.C., Bazant Z.P. Three dimensional constitutive model for shape memory alloys based on microplane model. *J. Mech. Physics Solids*, vol. 50, pp 1051-1077.

МЕХАНИЗМ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ЭПФ И ОБРАТИМАЯ ПАМЯТЬ ФОРМЫ

Вьюненко Ю. Н.

СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия

Деформационные процессы ЭПФ, наблюдаемые при нагреве металлических материалов с переходом температурных интервалов трансформации кристаллической решетки, могут быть обусловлены полями остаточных напряжений, возникающими в процессе формоизменения образцов в мартенситном состоянии [1]. Охлаждение предварительно продеформированных в высокотемпературном состоянии изделий из сплава TiNi может сопровождаться как восстановлением первоначальной формы [2], так и противоположным эффектом. Результаты были получены в рамках математической модели, включающей в себя уравнение теплопроводности:

$$\frac{\partial u}{\partial t} = k \Delta u, \quad (1)$$

где u – температура, $k = \frac{\lambda}{\rho \cdot c}$ – коэффициент температуропроводности, λ – коэффициент

теплопроводности, ρ – плотность материала, $c = c(u)$ – теплоемкость, зависящая от температуры в интервале фазового превращения. При проведении численных экспериментов было принято, что

$$c(u) = c_0 + c_1 \frac{(u - u_n)(u_k - u)}{(u_k - u_n)^2}$$

u_n и u_k – температура, соответственно, начала и конца превращения. За пределами температурной зоны превращения теплоемкость принималась постоянной $c(u) = c_0$. Постоянную c_1 определяли из условия:

$$\int_{u_n}^{u_k} c_1 \frac{(u - u_n)(u_k - u)}{(u_k - u_n)^2} du = Q_{np}$$

где Q_{np} – скрытая теплота превращения.

Второй составляющей математической модели является закон деформирования материала. Упругая стадия растяжения, как в мартенситном, так и в аустенитном состоянии подчиняется закону Гука:

$$\sigma = E\varepsilon, \quad (2.1)$$

где σ – напряжение, ε – деформация E – модуль Юнга.

Превышение нагрузкой предела упругости в мартенситном состоянии для многих материалов приводит к накоплению пластической деформации по закону пластического течения (рис.1). В аустенитном состоянии материала закон деформирования (рис.2) может быть аппроксимирован на второй стадии роста нагрузки следующим соотношением:

$$\sigma = E \cdot \varepsilon_y + E_2 \cdot (\varepsilon - \varepsilon_y), \quad (2.2)$$

где ε_y - деформационный предел упругости, $E_2 = \partial\sigma / \partial\varepsilon$ – коэффициент деформационного упрочнения на втором этапе деформирования.

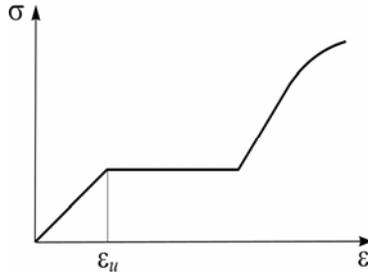


Рис. 1. Диаграмма деформирования материала в мартенситном состоянии на стадии нагружения (схема)

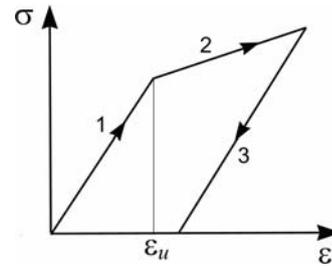


Рис. 2. Диаграмма деформирования материала в аустенитном состоянии. 1, 2 – стадии нагружения; 3 – разгрузка.

Форма, вновь приобретенная элементом конструкции после деформирования и снятия внешних нагрузок, определяется уравнениями равновесия. Сбалансированными будут поля внутренних напряжений в каждом сечении S :

$$\int_S \sigma(s) ds = 0. \quad (3.1)$$

Кроме этого должны быть уравновешены и моменты остаточных напряжений:

$$\int_S \sigma(s) \cdot r(s) ds = 0, \quad (3.2)$$

где $r(s)$ – расстояние элемента ds до центра вращения. Уравнения равновесия также являются составляющей частью математической модели.

Если температура продеформированного в однофазном состоянии образца в процессе нагрева или охлаждения приближается к температурам трансформации кристаллической решетки, то из-за “дефекта” модуля упругости состояние равновесия будет нарушено. Это приведет к изменению формы приобретенной при деформировании. Для расчета этого процесса при нагреве температурная зависимость модуля упругости была выбрана в следующей форме:

$$E(u) = \begin{cases} E_M, & \text{при } u < A_H \\ E_M \frac{A_K + A_H - 2u}{A_K - A_H}, & \text{при } A_H \leq u \leq \frac{A_K + A_H}{2} \\ E_A \frac{2u - A_K + A_H}{A_K - A_H}, & \text{при } \frac{A_K + A_H}{2} \leq u \leq A_H \\ E_A, & \text{при } u > A_K \end{cases}$$

где A_H и A_K – температуры начала и конца аустенитного превращения. Для охлаждения была принята аналогичная зависимость модуля Юнга от температуры. При этом величины A_H и A_K были заменены на M_H и M_K – температурные границы прямого мартенситного превращения.

В численном эксперименте были приведены расчеты радиуса кривизны изогнутой пластины. Предполагали, что при деформировании были реализованы условия чистого изгиба. Физические характеристики модельного материала были приняты равными соответствующим величинам сплава TiNi, близкого к эквиаtomному составу. Толщина пластин принималась равной 4 мм. Зависимость температур A_H , A_K , M_H и M_K от степени пластической деформации была принята линейной [3]. Для проведения вычислений использовали метод сеток.

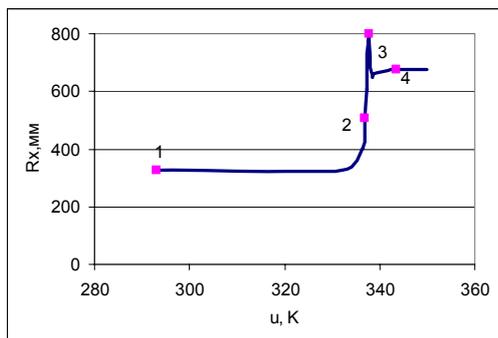


Рис. 3. Эволюция радиуса кривизны изогнутой пластины при нагреве с постоянной скоростью

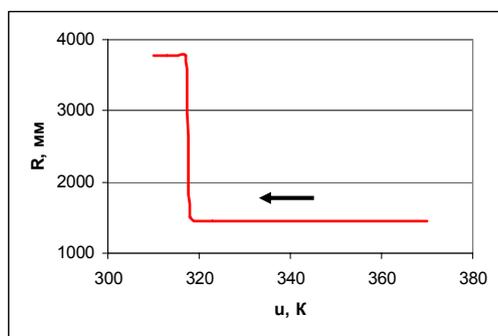


Рис. 4. Развитие аустенитной памяти формы с учетом влияния пластической деформации на M_H и M_K

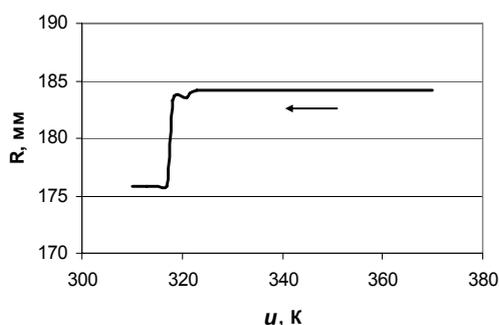


Рис. 5. Усиление кривизны пластины при охлаждении материала через интервал прямого мартенситного превращения

(рис. 7). Таким образом, механизм остаточных напряжений, по крайней мере, частично, участвует в развитии процессов обратимой памяти формы.

На рис. 3 показано изменение радиуса кривизны пластины при нагреве. В результате действия предложенного механизма возврата формы восстановлено более 50% остаточной деформации. Близкие результаты были получены и при охлаждении (рис. 4). При повышении степени первоначальной деформации роль механизма остаточных напряжений в восстановлении формы при нагреве снижается. А при охлаждении можно получить и противоположный эффект (рис. 5). Обусловлено это тем, что при значительных деформациях фазовое превращение на поверхности пластины начинается при существенно более низких температурах. Развитие “дефекта” модуля упругости в зоне упругого деформирования материала во внутренних слоях пластины начинается раньше, что и приводит к усилению его изгиба за счет действия напряжений в приповерхностных слоях.

В рамках предполагаемой модели удается отслеживать эволюцию полей напряжений в процессе восстановления формы [4]. На рис. 6 показаны распределение напряжений по полутолщине пластины при разных температурах. Завершение фазового превращения по всему объему пластины приводит к ситуации, аналогичной исходной. Распределение напряжений таково, что в приповерхностных слоях присутствуют напряжения сжатия. Поэтому в численном эксперименте, когда стадия нагрева пластины сменялась стадией охлаждения, было отмечено усиление кривизны пластины с переходом температур прямого превращения

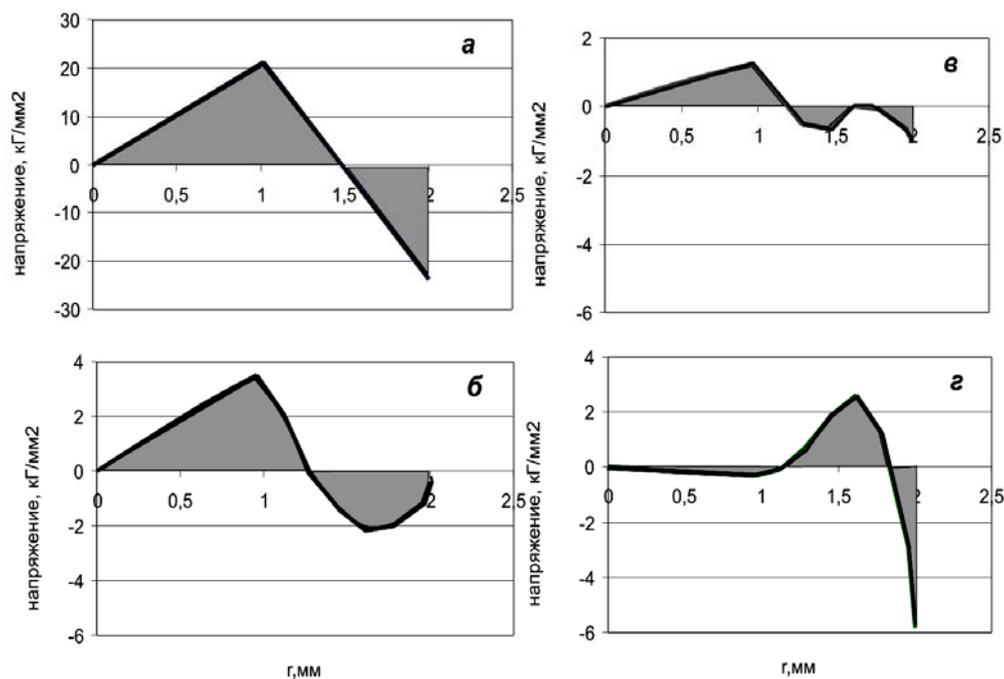


Рис. 6. Распределение напряжений по толщине пластины при температурах 293 (а), 336,9 (б), 337,7 (в) и 343, 6 (г).

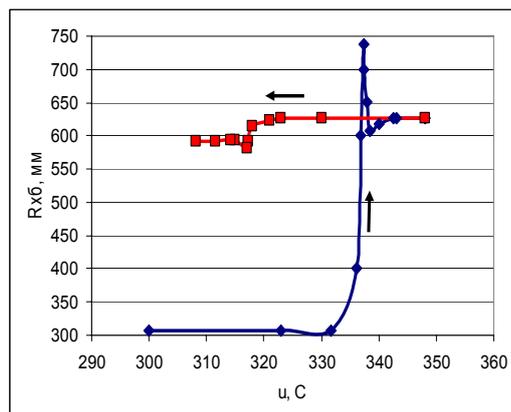


Рис.7. ЭПФ при нагреве и эффект ОПФ при охлаждении

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 08-01-00605

Список литературы

1. Вьюненко Ю.Н. Механизм эффекта памяти формы, обусловленный эволюцией поля остаточных напряжений. Материаловедение. №12, 2003, С. 2-6.
2. Вьюненко Ю.Н., Носковец А.А. Роль остаточных напряжений в эффекте памяти формы аустенитного типа. Первые Московские Чтения по проблемам прочности материалов, 1-3 декабря 2009 г. Тезисы докладов. С.50.
3. Вьюненко Ю.Н. Эффект памяти формы, инициируемый механизмом остаточных напряжений. Глава 14 в кн. Перспективные технологии и методы контроля - Витебск: изд-во УО «ВГТУ», 2009 – с.384-399
4. Вьюненко Ю.Н. Изменение поля напряжений в результате развития эффекта памяти формы. // Сб. материалов XIX Петербургских Чтений по проблемам прочности, 2010. – Ч.2., с.318-319

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА "СПЛАВ TiNi – СТАЛЬ", ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

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

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

² Витебский государственный технологический университет, Витебск, Белоруссия

³ Институт технической акустики НАН Белоруссии, Витебск, Белоруссия

resnat@mail.ru

Как правило, в термомеханических приводах элемент из сплава с памятью формы и упругий элемент являются различными телами, соединенными между собой. Однако возможно и иное конструктивное решение, которое заключается в том, что два элемента, один из которых обладает эффектом памяти формы, а другой – упругими свойствами, составляют одно тело. Это может быть реализовано в биметаллическом композите, составленном из сплава с памятью формы и, например, стали. В этом случае возникает проблема соединения двух разнородных сплавов между собой. Существует несколько возможных решений этой технологической задачи, одним из которых является «холодная» сварка взрывом. В работе [1] впервые было показано, что сплав с памятью формы на основе TiNi и нержавеющая сталь могут быть соединены сваркой взрывом с образованием прочного шва на границе между двумя материалами. В [2] было установлено, что при сварке взрывом зона перемешивания между сплавом TiNi и сталью оказывается очень узкой (не более 6 мкм), а интерметаллидные и неметаллические включения не образуются, что способствует повышению прочности биметаллического соединения. Обнаружено, что в результате взрыва соединяемые поверхности подвергаются значительным пластическим деформациям, что приводит к частичному подавлению мартенситных превращений в слое TiNi, а, следовательно, и к ухудшению функциональных свойств. Вместе с тем в работе [3] показано, что последующий отжиг приводит к восстановлению кинетики фазовых переходов.

Обратимое изменение деформации в биметаллическом композите определяется двумя факторами – способностью слоя TiNi восстанавливать деформацию при нагревании и возможностью стального слоя упруго деформироваться, поэтому естественно полагать, что функциональные свойства композита будут определяться геометрическими параметрами пластин. В работе [4] установлено, что наилучшим сочетанием свойств обладает биметаллический композит, в котором слой никелида титана составляет 60 – 65 % от общей толщины образца. Вместе с тем известно, что в никелиде титана величины эффектов памяти формы и обратимой памяти формы напрямую зависят от величины предварительной деформации, заданной сплаву в мартенситном состоянии. Поэтому естественно полагать, что в биметаллическом композите «сплав TiNi - сталь» функциональные свойства будут определяться величиной предварительной деформации. Исследование влияния предварительной деформации на свойства биметалла и явилось целью настоящей работы.

В качестве объектов исследования выбраны биметаллические композиты “сталь X18H10T – сплав с памятью формы Ti–51 ат. % Ni”, полученные “холодной” сваркой взрывом. Образцы длиной 45 мм, шириной 5 мм и толщиной 2,13 мм, в которых слой TiNi составлял 64 % от общей толщины образца, предварительно отжигали при температуре 600 °С в течение 2 часов. Калориметрические исследования, проведенные в дифференциальном сканирующем калориметре Mettler Toledo 822e, показали, что после указанной термообработки, при охлаждении в слое TiNi реализуется превращение из кубической B2 фазы в моноклинную B19' фазу при температурах $M_n = 6$ °С и $M_k = -17$ °С,

а при нагревании обратный переход из фазы В19' в фазу В2 при температурах $A_n = 8^\circ\text{C}$ и $A_k = 26^\circ\text{C}$.

Для исследования влияния предварительной деформации на функциональные свойства биметаллического композита производили следующие эксперименты. При температуре -170°C , при которой слой TiNi находился в мартенситном состоянии, биметаллические образцы изгибали до различных деформаций ε от 0.5 % до 10 % и разгружали. После этого их нагревали до температуры 180°C , для того чтобы перевести сплав TiNi в аустенитное высокотемпературное состояние и измерить величину эффекта памяти формы. Далее биметаллический композит термоциклировали в интервале температур $120^\circ\text{C} \div -170^\circ\text{C}$ десять раз для изучения влияния количества теплосмен на характеристики обратимого формоизменения. Деформирование осуществляли в режиме трех-точечного изгиба в испытательной машине Lloyd 30k Plus, оснащенной термокамерой.

Зависимости $\varepsilon(T)$ при нагреве и последующем термоциклировании были получены для биметаллических композитов,

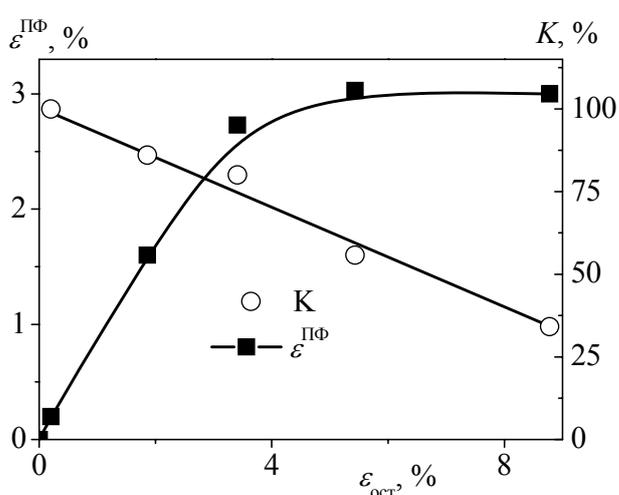


Рис. 1. Зависимость величины эффекта памяти формы и коэффициента возврата от остаточной деформации в биметаллическом композите «сплав TiNi - сталь»

деформацию оценивали коэффициентом возврата деформации, вычисляемый как отношение деформации, восстановленной при первом нагреве $\varepsilon^{\text{ПФ}}$, к деформации, оставшейся в образце после разгрузки в мартенситном состоянии $\varepsilon_{\text{ост}}$. Установлено, что хотя величина эффекта памяти формы увеличивается при возрастании остаточной деформации, коэффициент возврата при этом линейно уменьшается (рис. 1). Так, например, в образце, предварительно деформированном до 3 % ($\varepsilon_{\text{ост}} = 1.86\%$), при нагревании восстанавливается 86 % от остаточной деформации, а в образце, деформированном до 10% ($\varepsilon_{\text{ост}} = 8.8\%$), коэффициент K равен лишь 34 %.

На рис. 2 представлена зависимость обратимой деформации, измеренной в первом и десятом термоциклах, от величины остаточной деформации. Видно, что в том случае, когда остаточная деформация не превосходит 2 %, обратимая деформация в биметаллическом образце не наблюдается. По всей видимости, изменения деформации при нагревании столь незначительны, что возникающих напряжений оказывается недостаточно для инициирования сколь-нибудь значительного по величине эффекта пластичности превращения в первом термоцикле. В образцах с остаточной деформацией более 2 % в первом термоцикле наблюдается изменение деформации. Как и следовало ожидать, эта величина нарастает по мере увеличения предварительной деформации. Дальнейшее термоциклирование по-разному влияет на величину обратимой деформации в зависимости от уровня предварительной деформации. При остаточных деформациях не пре-

были для биметаллических композитов, деформированных до различных степеней деформации. Для каждой серии экспериментов определяли величину эффекта памяти формы $\varepsilon^{\text{ПФ}}$, величины обратимой деформации, наблюдаемой в первом и десятом циклах ε^1 и ε^{10} , а также температуры формовосстановления при первом нагревании A_n и A_k , в первом и десятом термоциклах A_n^1 , A_k^1 , A_n^{10} , A_k^{10} . На рис.1 представлена зависимость величины эффекта памяти формы от остаточной деформации после разгрузки в мартенситном состоянии $\varepsilon_{\text{ост}}$. Видно, что с ростом остаточной деформации величина эффекта памяти формы увеличивается до 3% и далее не меняется. Способность материала восстанавливать неупругую

вышающих 7 % наблюдается эффект тренировки и величина обратимой деформации увеличивается от цикла к циклу. В то же время в образцах с остаточной деформацией более 7 % имеет место уменьшение величины обратимой деформации по мере увеличения количества циклов.

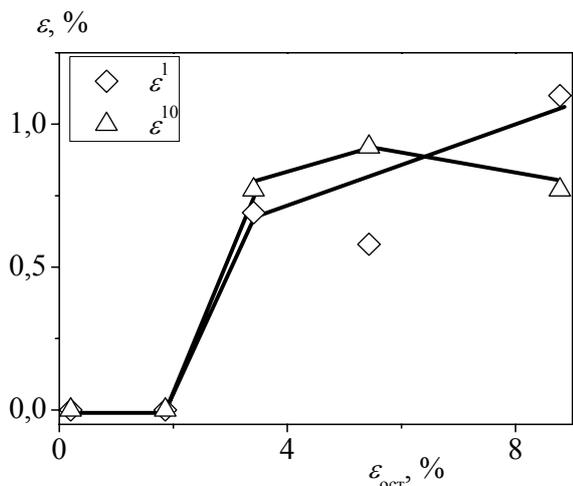


Рис. 2. Зависимость обратимой деформации, наблюдаемой в первом и десятом термоциклах от остаточной деформации биметаллического композита «сплав TiNi - сталь»

циклирования под высокими напряжениями. Результаты работы показали, что биметаллический образец может быть использован как активный элемент термомеханического привода, а величина предварительной деформации может быть выбрана в качестве воздействия, управляющего функциональными свойствами таких объектов.

Работа выполнена при поддержке гранта президента РФ для молодых кандидатов наук (МК – 466.2010.8) и Российско-Белорусского гранта РФФИ (10-08-90003_Бел_а) и БФФИ (Т10Р - 223).

Список литературы

1. R. Prummer, D. Stockel NITINOL – stainless steel compound material, made by explosion welding// Fundamental issue and applications of shock-wave and high-strain-rate phenomena, K.P. Staudhammer, L. E. Murr, M.A. Meyers eds., Elsevier, 2001.
2. S.Belyaev, V. Rubanik, N. Resnina, V. Rubanik Jr., O. Rubanik, V. Borisov Martensitic transformation and physical properties of “steel - TiNi” bimetel composite, produced by explosion welding// Phase Transitions V.83, N.4, 2010, P.276-283.
3. С.П. Беляев, В.В. Рубаник, Н.Н. Реснина, В.В. Рубаник мл., О.Е. Рубаник Влияние отжига на мартенситные превращения в биметаллическом композите «сталь-сплав TiNi», полученном сваркой взрывом//Металловедение и термическая обработка металлов (принята в печать).
4. С.П. Беляев, В.В. Рубаник, Н.Н. Реснина, В.В. Рубаник (мл), О.Е. Рубаник Оптимизация свойств биметаллического композита «сталь-сплав TiNi с памятью формы» Сборник докладов Международной научной конференции Актуальные проблемы физики твердого тела (20-23 октября 2009 г. Минск, Белоруссия) Минск, 2009, Том 3 с. 242-244.

Таким образом, результаты работы показали, что изменяя величину предварительной деформации биметаллического композита удается направленно изменять функциональные свойства биметаллического композита «сплав TiNi - сталь». По мере увеличения предварительной деформации наблюдается возрастание величины эффекта памяти формы, величины обратимой деформации, увеличение температур формовосстановления и расширение температурного интервала при первом нагреве. Установлено, что термоциклирование может приводить как к возрастанию величины обратимой деформации за счет эффекта тренировки, так и к её уменьшению вследствие подавления мартенситных превращений в результате термоциклирования.

ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТОНКИХ ЛЕНТ СПЛАВОВ Ti-Ni-Cu, Ti-Hf-Ni-Cu

Беляев С. П.¹, Реснина Н. Н.¹, Слесаренко В. Ю.¹, Шеляков А. В.²

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

² Московский инженерно-физический институт, Москва, Россия

2sl@inbox.ru

Для применения необычных свойств сплавов с памятью формы в микроэлектронике и микротехнике необходимо использование образцов, обладающих малыми размерами в трех измерениях. Изготовление таких объектов из массивных образцов является трудоемким и дорогостоящим процессом, поэтому все большую актуальность приобретает использование тонких лент, полученных закалкой из расплава. Однако основная трудность заключается в том, что структура полученных тонких лент является аморфной, а, следовательно, необычные деформационные эффекты отсутствуют, поэтому необходимо эти объекты подвергнуть кристаллизации для того чтобы сформировать в них кристаллическую структуру. Кинетика мартенситных превращений и эффекты памяти формы в полностью кристаллических тонких лентах на основе сплава TiNi хорошо изучены. Однако процесс кристаллизации можно прерывать на любом этапе, что позволяет получать частично кристаллизованные тонкие ленты, физические и механические свойства которых будут определяться соотношением объемных долей аморфной и кристаллической фаз. Целью работы явилось исследование механических свойств и деформационных эффектов в аморфно-кристаллических тонких лентах на основе сплава TiNi, отличающихся типом мартенситного перехода, происходящего в кристаллической фазе.

В качестве объектов исследования были выбраны аморфные тонкие ленты сплавов Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ и Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu₅, полученные методом быстрой закалки из расплава. Образцы размером 5 x 2 x 0.04 мм, с различной долей кристаллической фазы от 0 до 100 %, изгибали при постоянной температуре, при которой сплавы находились в мартенситном состоянии, между плоскопараллельными пластинами, в специально разработанной установке. Сплав Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ находится в мартенситном состоянии при температурах ниже 331 К, поэтому деформирование осуществляли при температуре 293 К. Сплав Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu₅ находится в мартенситном состоянии при температуре ниже 204 К, поэтому его деформировали при температуре 77 К. После этого образцы разгружали, нагревали через интервал обратного мартенситного превращения и охлаждали через интервал прямого мартенситного превращения. Далее образцы деформировали до большего значения деформации и повторяли всю описанную процедуру. На каждом этапе образцы фотографировали на фоне масштабной подложки. Полученные изображения оцифровывали, определяли радиус вписанной окружности и вычисляли деформации.

Полученные результаты показали, что в обоих сплавах в полностью аморфных образцах деформирование происходит в два этапа. При заданных деформациях ниже предела текучести материал деформируется упруго, при более высоких напряжениях деформирование осуществляется пластически. Следует отметить, что поскольку для сплава Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu₅ предел текучести гораздо выше, чем для сплава Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅, то и максимальная возвращаемая на упругом участке деформация также выше. Независимо от состава сплава при увеличении объемной доли кристаллической фазы даже небольшие воздействия приводят к образованию неупругой деформации за счет переориентации мартенситных доменов в кристаллической фазе.

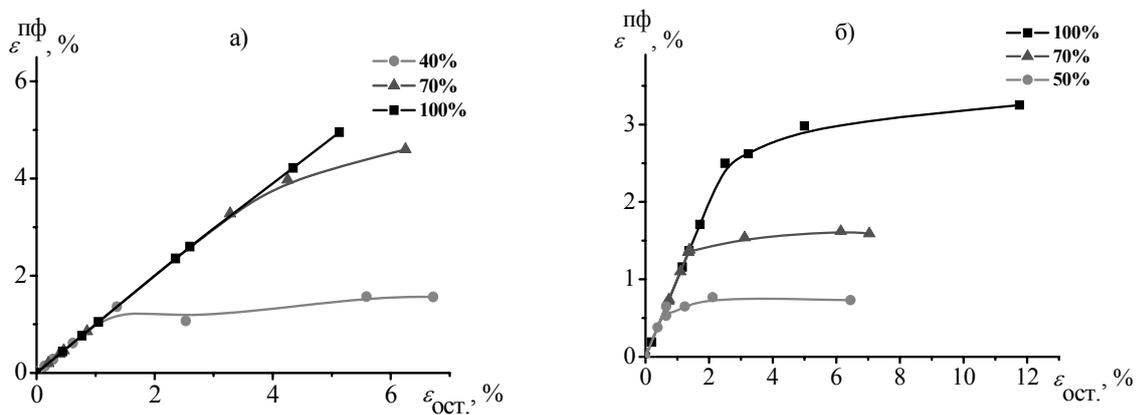


Рис. 1. Зависимость величины эффекта памяти формы от остаточной деформации и доли кристаллической фазы для сплавов $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ (а) и $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ (б)

На рис. 1 представлены зависимости величины эффекта памяти формы от величины заданной деформации и доли кристаллической фазы. Видно, что в аморфно-кристаллических сплавах при величине заданной деформации ниже значения ε^{kp} , зависящего от типа фазового перехода, а также от объемной доли кристаллической фазы в сплаве, вся заданная деформация возвращается за счет реализации эффекта памяти формы. Следует отметить, что величина ε^{kp} для сплава $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ выше, чем у сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ более чем в два раза. Это позволяет сделать заключение о том, что переход $B2 \leftrightarrow B19'$ сопровождается большей величиной формовосстановления по сравнению с переходом $B2 \leftrightarrow B19$. Независимо от типа мартенситного перехода при деформировании в сплавах механизмы деформации сменяют друг друга одинаковым образом. На первом этапе происходит деформирование кристаллической фазы за счет переориентации мартенситных кристаллов. На втором этапе – пластическое деформирование аморфной фазы. Причем, этот процесс начинается еще до того, как ресурс обратимого механизма – переориентации мартенситных доменов будет исчерпан. Поэтому накопление необратимой деформации при превышении ε^{kp} обусловлено деформированием аморфной фазы. После исчерпания деформационного ресурса (максимальной восстанавливаемой деформации), на третьем этапе, начинается пластическая деформация кристаллической фазы. В разных сплавах различаются лишь величины остаточных деформаций, при которых начинается тот или иной этап. Например, в аморфно-кристаллическом сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, содержащем 70% кристаллической фазы, аморфная фаза начинает пластически деформироваться при остаточной деформации 1,5%, а в сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$, содержащем ту же долю кристаллической фазы, при заданной деформации 4 %.

В отличие от образцов сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, в которых эффект обратимой памяти формы не был обнаружен, в аморфно-кристаллических лентах сплава $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ при охлаждении наблюдается самопроизвольное деформирование. На рис. 2 представлены зависимости величины эффекта обратимой памяти формы от остаточной деформации для аморфно-кристаллических образцов сплава $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ с различной объемной долей кристаллической фазы. Видно, что в полностью кристаллическом образце эффект обратимой памяти формы вовсе не наблюдается, а для образцов, содержащих 40% и 70%, напротив, обнаружено самопроизвольное деформирование, причем зависимость величины эффекта обратимой памяти формы от остаточной деформации является немонотонной. Это указывает на то, что при некотором соотношении аморфной и кристаллической фаз в сплаве создаются благоприятные условия для проявления максимального эффекта обратимой памяти формы.

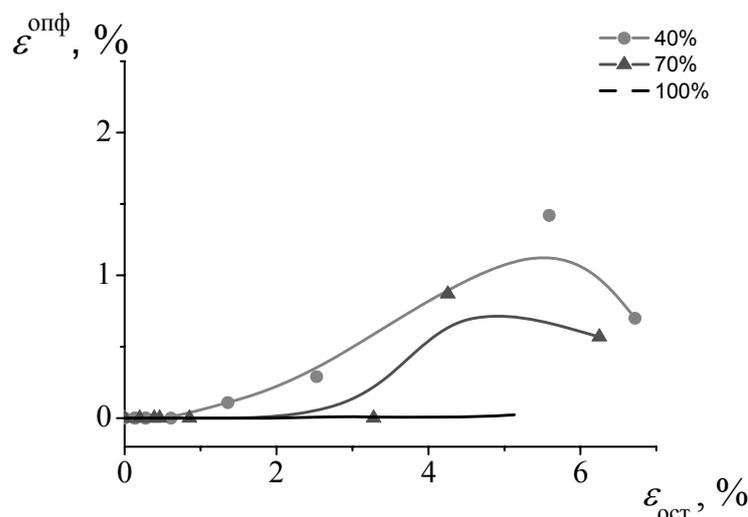


Рис. 2. Зависимость величины эффекта обратимой памяти форм от остаточной деформации в образцах сплава $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ с объемной долей кристаллической фазы 40%, 70% и 100%.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДВОЙНИКОВ С ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫМИ ЗОНАМИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ЦИНКА

Башмаков В. И., Чикова Т. С., Ховатов П. А., Гей С. Л.

Гродненский государственный университет им. Я. Купалы, Гродно, Беларусь
t.chikova@grsu.by

В [1, 2] отмечалось, что деформационные двойники, зарождающиеся при микроиндентировании кристаллов пирамидкой Виккерса, приводят к искажению формы отпечатков микротвердости. В [1] просто констатируется, что наличие двойников вызывает «причудливость формы отпечатка». В [2] в экспериментах использовались такие нагрузки, при которых у отпечатка одновременно возникало 10-12 клиновидных двойников, развивающихся в пересекающихся плоскостях. Определить результирующее влияние такого количества двойников на форму отпечатка крайне трудно.

Наиболее результативным подходом к изучению формирования упруго-пластической зоны, создаваемой алмазной пирамидкой Виккерса при зарождении и развитии деформационных двойников, является использование концентрированной нагрузки, что учитывает особенности зарождения и развития деформационных двойников. Деформирование монокристаллов проводилось путем микроиндентирования плоскости (0001) монокристаллов цинка алмазной пирамидкой Виккерса на автоматическом микротвердомере НВММТ-Х7 (Япония).

Квадратная в сечении параллельном поверхности кристалла пирамидка и гексагональная решетка образца не имеют общей оси симметрии, поэтому при любой их взаимной ориентации должна проявляться анизотропия деформации по плоскостям базиса (0001) $\langle 1120 \rangle$, пирамиды $\{1122\} \langle 1123 \rangle$ и призмы $\{1012\} \langle 1120 \rangle$, что хорошо известно [1]. В работе изучено взаимодействие механических двойников, возникающих у отпечатка, с отпечатком как упруго-пластической зоной, созданной скольжением по указанным плоскостям.

Шесть плоскостей двойникования в цинке $\{1012\}\langle 1020\rangle$ составляют с плоскостью (0001) угол 47 градусов и кристаллографически равноправны относительно концентрированной точечной нагрузки, перпендикулярной плоскости базиса. Однако 136-градусная алмазная пирамидка при своем погружении в кристалл создает сложные напряжения в кристаллической решетке, сдвиговые составляющие которых в разных плоскостях двойникования отличны по величине. Существует единственная возможность стимулировать зарождение и развитие двойников у отпечатков одной из трех возможных ориентаций. Для этого необходимо, чтобы диагональ отпечатка совпадала с одной из линий пересечения плоскостей двойникования с плоскостью спайности. В этом случае ребро пирамидки выполняет роль ножа, как в экспериментах по двойникованию кристаллов кальцита [3], и две противоположные вершины отпечатка становятся местами преимущественного зарождения двойников. Двойники других кристаллографических плоскостей будут составлять угол 15 градусов с нормальными к границам отпечатка. Эта идея была экспериментально реализована в данной работе. На рис. 1 схематически показана геометрия трех возможных ориентировок отпечатка и механических двойников на плоскости наблюдения. Есть основание полагать, что зарождение двойников у вершин отпечатка контролируется внешней нагрузкой на индентор, а у сторон отпечатка – внутренними напряжениями у концентраторов, создаваемых предшествующим двойникованию скольжением. Места зарождения двойников у сторон отпечатка заранее предсказать невозможно.

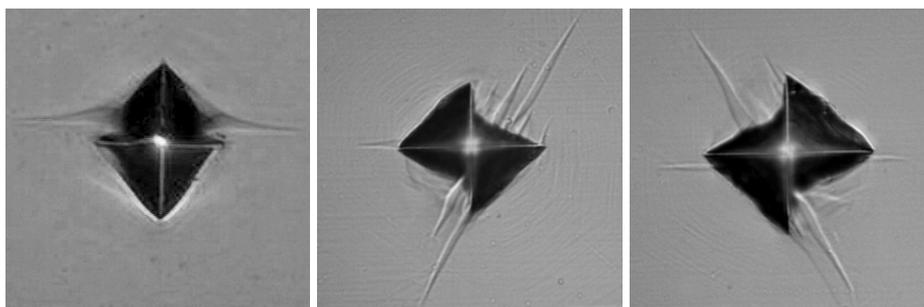


Рис. 1. Клиновидные деформационные двойники у отпечатков пирамидки Виккерса в монокристаллах цинка, полученные в идентичных условиях.

Каждый отпечаток формировался при ступенчатом повышении усилия на индентор со значениями: 0,01; 0,03; 0,05; 0,1; 0,25 и 0,5 Н. Кристалл выдерживался под нагрузкой 10 с, время между ступенями нагружения составляло 2-3 минуты, скорость опускания пирамидки – 50 мкм/с. После каждой ступени нагружения отпечаток фиксировался оптической видеокамерой с разрешением 1280x1024 pixel. После каждой серии ступенчатого нагружения делался контрольный отпечаток при однократном нагружении с максимальной нагрузкой 0,5 Н.

Прежде всего, следует отметить, что, сравнивая отпечатки, полученные при однократном нагружении, трудно анализировать суммарную деформацию и еще труднее делать обобщающие заключения. Очевидно лишь, что суммарная деформация двойникованием, число двойников и их распределения по ориентациям никогда не являются однозначной функцией приложенных к кристаллу напряжений. Конечный результат зависит от предыстории образца, которая включает не только режим нагружения, но и последовательность сдвиговых процессов по различным системам скольжения, которая имеет случайный характер.

Главным отличием формирования деформационной зоны при однократном и ступенчатом приложении сосредоточенной нагрузки является ориентационная селективность двойникования при ступенчатом нагружении. У каждого отпечатка зарождаются двойники только одной из трех возможных ориентаций, в то время как под действием

максимальной однократной нагрузки двойникование развивается сразу в нескольких пересекающихся плоскостях. Следует отметить, что это утверждение справедливо только для выбранной взаимной ориентации образца и пирамидки.

Первые двойники зарождаются при достижении отпечатков определенных размеров, при этом величина нагрузки на индентор и размеры отпечатка, соответствующие зарождению первых двойников, выражены нечетко. В монокристаллах цинка при комнатной температуре зарождение двойников, как правило, начинается при нагрузках на индентор 0,02 – 0,05 Н. Однако встречаются отпечатки без двойников, соответствующие нагрузке 0,1 Н. На основании статистических оценок можно утверждать, что диагональные двойники возникают под действием меньших нагрузок, чем двойниковые прослойки в других кристаллографических плоскостях.

При малых нагрузках до появления клиновидных двойников отпечатки имели форму квадрата. Возникновение механических двойников приводит к изменению формы отпечатков (рис. 1.). Они превращаются в искаженные ромбы с существенно отличающимися диагоналями или в четырехугольники с вогнутыми сторонами. При появлении двойников нарушается тождественность напряженных состояний в окрестностях отпечатков, двойниковые границы являются местами сосредоточения больших внутренних напряжений и служат областями возникновения ориентированных напряжений.

Характер искажения отпечатков однозначно связан с ориентацией деформационных двойников. Линии симметрии двойников, искажающих стороны отпечатков, никогда не проходят через центр отпечатка, что свидетельствует о непричастности к зарождению двойникования максимальных напряжений, создаваемых индентором под вершиной отпечатка. Это релаксационные двойники, зарождающиеся на концентраторах напряжений, создаваемых предшествующим двойникованию скольжением. Большинство релаксационных двойников имеют клиновидную форму с максимальной толщиной клина в месте стыковки с отпечатком. Это позволяет утверждать, что источники двойникующих дислокаций активируются на гранях отпечатка и двойникующие дислокации перемещаются из более искаженных областей кристалла у отпечатка в сторону более совершенной решетки вдали от него. Зарождение и рост релаксационных двойников сопровождается появлением вогнутости сторон отпечатка. Причиной изменения геометрии отпечатка в этом случае являются обратимые изменения размеров упруго-пластической зоны под отпечатком. Об обратимости пластической деформации под отпечатком свидетельствует изменение его глубины после появления релаксационных двойников, выявленное методами атомной силовой микроскопии.

Описанный механизм образования и роста релаксационных двойников не единственный. Обнаружен вариант деформирования в зоне отпечатка, когда двойник линзообразной формы, не имеющий контакта с отпечатком, при повышении нагрузки на индентор притягивается к отпечатку и после стыковки с ним превращается в клиновидный с максимальной толщиной у устья. При более высоких нагрузках часто наблюдается обратный процесс: в результате возбуждения источников двойникующих дислокаций на границах в средней части двойника его толщина увеличивается, а в устье – уменьшается, двойник отрывается от отпечатка и превращается в линзообразную двойниковую прослойку. Подобные случаи взаимодействия двойникования и скольжения свидетельствуют о том, что проблем генерирования двойникующих дислокаций или их стока в условиях развитой пластической деформации в гексагональной кристаллической решетке цинка не существует.

Несколько иное влияние на отпечаток оказывают диагональные двойники. Их появление не сопровождается скачкообразным изменением формы отпечатка, то есть, отсутствуют металлографически наблюдаемые эффекты, которые можно трактовать как результат релаксации напряжений в упруго-пластической зоне под отпечатком.

Выявлено два вида взаимодействия двойников с отпечатком: скачкообразная обратимость пластической деформации при зарождении двойников и армирующее дейст-

вие двойниковых границ при развитии отпечатка с дополнительной нагрузкой на индентор.

Список литературы

1. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. М.: Наука, 1976. – 230 с.
2. Башмаков В. И., Чикова Т. С. Эволюция геометрии двойниковых границ в висмуте при увеличении нагрузки // Кристаллография. – 2002. – Т. 47, № 3. – С. 537–542.
3. Бойко В.С., Гарбер Р.И., Косевич А.М. Обратимая пластичность кристаллов. М.: Наука, 1991, – 278 с.

ПОЛЯРИЗАЦИИ МРАМОРА В ПОЛЕ УПРУГИХ СИЛ ПРИ ЗАДАННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Махмудов Х. Ф.

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

Исследовались механо-электрические эффекты при слабой электрической поляризации и при упругой деформации образцов мрамора. Показано, что релаксация поляризации в обоих случаях идентична по природе и имеет в основе термоактивационный процесс. Получена температурная зависимость времени релаксации электрических полей. Изучен процесс релаксации индуцированного потенциала и сделана оценка энергии активации этого процесса. Предложен механизм релаксации индуцированного потенциала. Регистрация релаксации индуцированного потенциала электрического поля в образце производилась бесконтактным способом при помощи специально изготовленного электрометра (ЭМ) с большим входным сопротивлением с последующими записями сбора и обработки входных токов в систему A-Line 32D.

Введение

Зависимости релаксации в первом приближении могут быть описаны уравнением кинетики первого порядка: $\varphi_t = \varphi_0 [1 - \exp(-t/\tau)]$, где φ_t – текущее значение измеряемого потенциала (в различные моменты времени t), φ_0 – начальное значение φ . Величина $\tau = K^{-1}$, где K характеризуется как константа скорости протекания процесса релаксации. Поскольку K характеризует процесс протекания релаксации, можно записать термоактивационное уравнение для константы скорости: $K = K_0 \exp[-E/RT]$ где E – энергия активации процесса релаксации, T – абсолютная температура, R – газовая постоянная. Энергия активации процесса релаксации является важнейшей энергетической характеристикой этого процесса на атомном уровне. Поэтому ее оценка представляет большой интерес. Ее величину можно получить, если измерить $K = 1/\tau$ релаксационные зависимости при разных температурах, и можно оценить кинетические параметры процесса релаксации, в частности, энергию активации E . В связи с этим были проведены эксперименты по механической и электрической поляризации в интервале температур 20–200°С (см. таблицу).

Методика измерений

Измерение релаксации ИЭП проводилось следующим образом. Образец помещался в термостат и выдерживался в нем при заданной температуре ~ 1 час, для надежного прогрева всего объема образца. Затем образец вынимался и сразу же проводились измерения, при механически упругом нагружении образца (P), и при приложении разности потенциалов к специально закрепленным электродам на поверхность образца. При необходимости электроды могли заземляться.

Регистрация потенциалов электрического поля в образце производилась бесконтактным способом при помощи специально изготовленного электрометра (ЭМ) [7], с большим входным

сопротивлением с последующей записью сбора и обработки входных токов $\pm (0 \div 25)$ мА с входным сопротивлением 200 Ом и вход по напряжению: ± 5 В с входным сопротивлением 100 Ом., в систему A-Line 32D.

Электромтр (ЭМ) крепился на стойке с микрометрической подачей для сканирования вдоль поверхности исследуемого образца при зазоре 2 мм. Поскольку для испытаний при механическом упругом нагружении требуется больше время, чем при электрическом, основные количественные измерения были проведены для электрической поляризации. При механическом нагружении были проведены контрольные измерения.

В таблице 1., приведены температуры, при которых выдерживались образцы и время релаксации. Надо отметить, что разброс был достаточно велик. Поэтому для каждой температуры релаксационные зависимости измерялись для образцов. Оценка τ производилась расчетным способом $\tau_{1 \text{ расч.}}$, в компьютер заносятся значения ϕ / ϕ_{max} и считая, что экспериментальная зависимость подчиняется уравнению (1), оценивали характерное время релаксации. В таблице 1 приведены оба значения τ и их среднее значение. После этого вычислялось $1/RT$, и строилась зависимость $\ln \tau (1/RT)$. Она показана на рис.1.

Таблица 1.

$T^{\circ}\text{C}$	$\tau_{1, \text{ расч}}$	$\tau_{2, \text{ граф}}$	$\tau_{\text{ ср}} = \tau_1 + \tau_2 / 2$
20	35	18	26
60	18.8	12	15.1
100	17.8	11	14.4
140	13.6	7.7	10.3
180	13	8	10.8
200	10.9	7	8.95

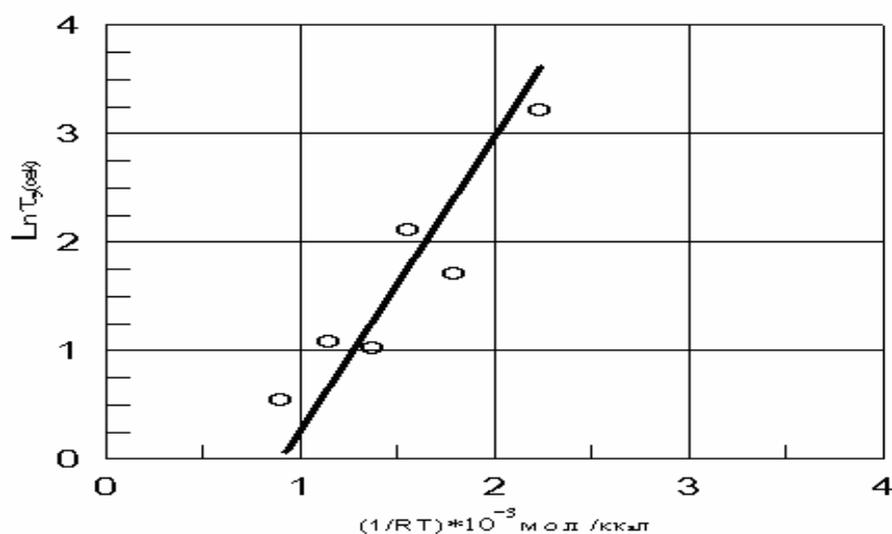


Рис.1. Энергия активации, вычисленная из наклона зависимости.

Точки ложатся вдоль прямой линии, что свидетельствует о том, что релаксация действительно может быть описана термоактивационным уравнением аррениусовского типа (2). Самое важное, что энергия активации, вычисленная из наклона зависимости (рис.3), оказалась низкой $E = 1,6-1,7$ ккал/моль, или 0,1 eV. Данные результаты согласуются с литературными данными. Действительно, электропроводность многих горных пород определяется примесными ионами с энергией активации – 0,1 eV.

На рис.2., а изображена диаграмма нагружения образца при упругой деформации.

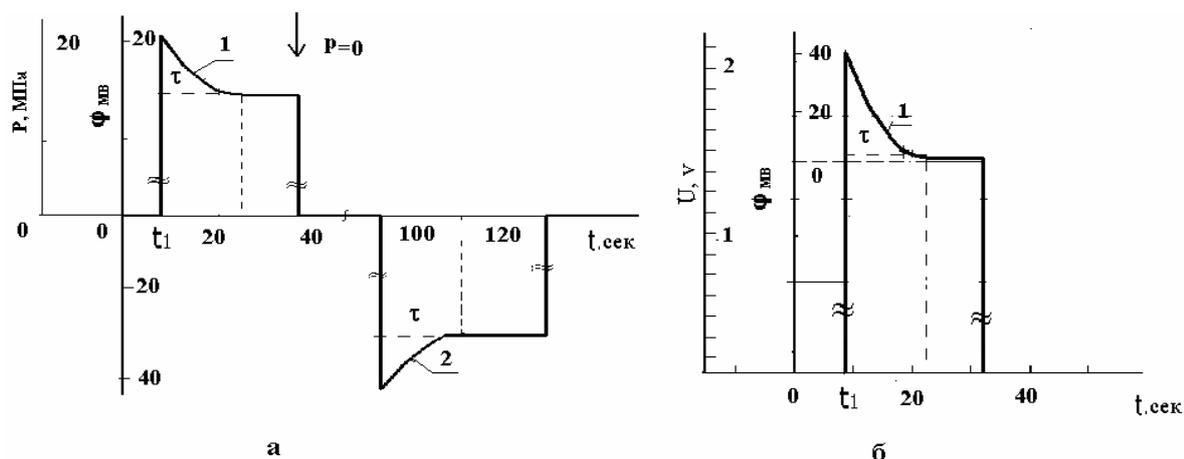


Рис.2

Как видно, при применении цифровой акустико-эмиссионной системы нового поколения A-Line 32D и специально изготовленного электрометра (ЭМ) с большим входным сопротивлением, измерения релаксации поляризации бесконтактным способом на образце при механическом нагружении при сжимающей нагрузке P и при приложении к электродам разности потенциалов, равной $2V$, при электрической поляризации образца из мрамора (рис 2.б), при зазоре 2 мм возникает аналогичное индуцированное электрическое поле (ИЭП), весь объем образца приобретает электрический момент, причем боковые поверхности образца имеют положительный аналогичной потенциал. Это может быть основанием для высказывания гипотезы, что по своей природе механическая поляризация близка электрической поляризации.

Что касается электрической поляризации то больших вопросов нет. Диполи ориентируются внешним электрическим полем и создают свое внутреннее электрическое поле. А для понимания механическую поляризацию и этого явления недостаточно только феноменологических исследований, проведенных в данной работе. Необходимо теоретическое развитие микроскопической модели, возможно ключом к модели может служить факт, что механическая поляризация пропорциональна градиенту механического поля (упругой силе), в таком случае можно градиент механического поля сопоставить с напряженностью электрического поля. Действительно, при изгибе образца [2] мы регистрируем индуцированное электрическое поле на порядок интенсивнее, чем при сжатии. В таком случае можно предположить, что градиент механического поля (упругой силы) определенным образом ориентирует полярные группы или диполи.

Заключение

а) Поляризация в механическом поле пропорциональна градиенту механического поля (упругой силе) и является упругой по своему характеру, т.е., следует за нагрузкой (упругой деформацией), под влиянием электрических полей между берегами растущих трещин.

б) Релаксация механической и электрической поляризации происходит за счет электронного возбуждения в свободных радикалах, образующихся при разрывах химических связей, (слабосвязанных примесных ионов) и является термоактивационным процессом.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 09-05-00639) и ФЦП, госконтракт № 02.740.11.0315.

Список литературы

1. Журков С.Н., Куксенко В.С., Махмудов Х.Ф., Панамарев А.В. // ДАН. 1997. т.35. в.4. С. 470-472.
2. Махмудов Х.Ф., Куксенко В.С. // ФТТ. 2005. т.47. в.5. С. 856-859.
3. Николаев В.И., Перцев Н.А., Смирнов Б.И. // Электропластический эффект в поляризованных сегнетоэлектрических кристаллах. ФТТ. 1991. т.33. в.1. С. 93-95.
4. Балакишиев Ш.А., Пархомко Э.И. и др. // Электропроводность горных пород при высоких температурах и давлениях, и факторы определяющие ее вариации. Наука, 1999. С. 167-174.
5. Дортман Н.Б. // Физические свойства горных пород и полезных ископаемых. М.: Недра, 1984.
6. Пархоменко Э.И., Бондаренко А.Т. // Электропроводность горных пород при высоких давлениях и температурах. М.: Наука, 1972. 272с.
7. Махмудов Х.Ф. Автореферат. Санкт-Петербург, 1997. 22 с.

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОМОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭПОКСИДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Низина Т. А., Кисляков П. А.

Мордовский государственный университет, Россия,
nizinata@yandex.ru

Техника и технологии не стоят на месте, и развивающаяся быстрыми темпами промышленность требует от науки всё новых разработок и передовых идей. Наибольшую активность в последние годы приобрели исследования, связанные с внедрением наносистем. Активное внедрение «наноидей» не обошло своим вниманием и строительную отрасль, особенно в области модификации традиционных строительных материалов (бетонов, цементных растворов, полимерных композиционных материалов, лакокрасочной продукции и т.д.) наночастицами различного вида.

Фуллерены, углеродные нанотрубки, алмазоподобные и фуллереноподобные структуры обладают уникальными и существенно различными физико-химическими свойствами, что позволяет получать композиционные материалы с широкими диапазонами значений различных свойств. На сегодняшний день экспериментально доказано, что введение наночастиц даже в гомеопатических дозах позволяет получать промышленно значимые макроэффекты [1 – 3].

Данная работа посвящена исследованию наномодифицированных эпоксидных композиционных материалов, широко используемых в строительной отрасли в качестве защитных пропиток и покрытий, повышающих несущую способность, химическую стойкость и долговечность бетонных элементов строительных конструкций. Их эффективное использование обусловлено положительными свойствами эпоксидного полимера, отличительными качествами которого являются высокая ударная прочность и стойкость к истиранию, повышенная прочность при изгибе, низкая деформативность, хорошая химическая и водостойкость. Высокие характеристики данных композитов нашли своё применение в разработке наливных полов, различных пропиток, клеевых составов и разнообразных декоративных штукатурок.

Однако эпоксидные композиции обладают низкой вязкостью, что приводит к необходимости их модификации путем введения пластификаторов и растворителей, как правило, снижающих прочностные параметры. Как показали результаты проведенных исследований [1, 3], дополнительные эффекты пластификации без потери упругопрочностных характеристик могут быть достигнуты за счет введения наночастиц. Однако в подобных случаях возникает необходимость в разбивании агрегатов наночастиц

и равномерном их распределении по объему полимерного композита, достигаемом, как правило, за счет применения дополнительной ультразвуковой обработки. В подобных случаях возникает масса вопросов, связанных с оптимизацией объема, длительности воздействия, интенсивности и частоты УЗ колебаний.

Дальнейшее развитие направления наномодификации строительных материалов может быть получено за счет использования принципиально новых наномодифицирующих добавок, производимых ООО «НТЦ Прикладных Нанотехнологий». Исследуемые добавки относятся к группе растворимых аддуктов нанокластеров углерода (АНКУ), что значительно упрощает их использование, позволяя отказаться от применения дополнительной ультразвуковой обработки.

Целью данного исследования являлось изучение влияния 6 видов наномодифицирующих добавок на упруго-прочностные характеристики эпоксидного полимера. Исследования проводились на эпоксидном связующем ЭД-20; в качестве отвердителей использовались отвердители аминного и аминифенольного типа - ПЭПА и АФ-2. В качестве растворителя для введения в состав композитов наномодифицирующих добавок использовался пищевой этиловый спирт. Концентрация нанодобавок составляла 0.01, 0.02 и 0.03% от массы связующего.

Как показали проведенные экспериментальные исследования, введение в состав композита наночастиц способствует увеличению предела прочности при сжатии и изгибе. Наибольшие значения предела прочности при сжатии достигаются при введении 0.02 – 0.03 % от массы связующего для наночастиц 2-го и 0.02% – 1-го видов (рис. 1). Увеличение концентрации наночастиц 3 – 6 видов до 0.03% приводит к снижению эффекта наномодификации. Наибольший прирост предела прочности при сжатии составляет 13.5%.

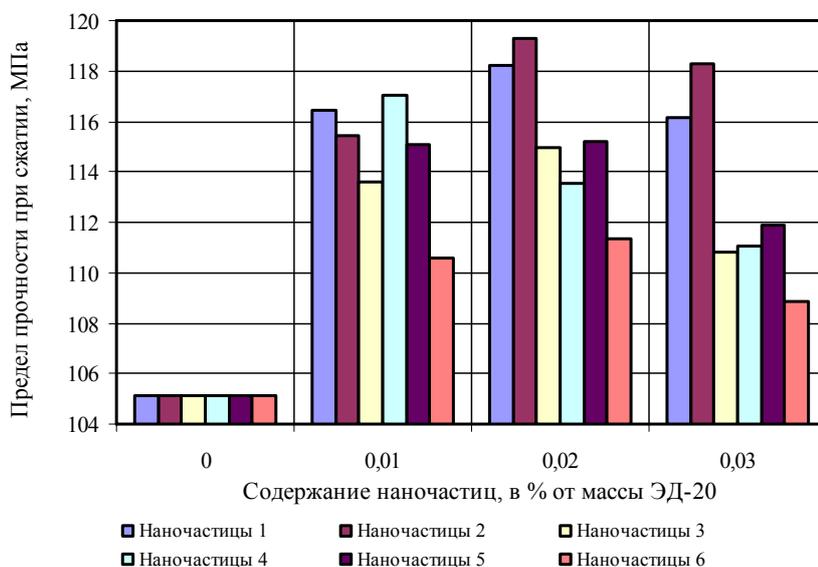


Рис.1. Изменение предела прочности при сжатии эпоксидных композитов от содержания наночастиц

Наномодификация эпоксидных композитов наночастицами в интервале 0.01–0.02% от массы связующего позволяет повысить предел прочности при изгибе от 12 до 42% (рис. 2). Максимальный результат зафиксирован при введении наночастиц 5 и 4 видов, достигая в первом случае 57 МПа.

Как показал анализ результатов эксперимента, введение наночастиц приводит к значительному повышению модуля упругости при сжатии, превышающему при концентрации 0.01% наночастиц 1 и 2-го вводов немодифицированный состав в 2.5 раза (рис. 3).

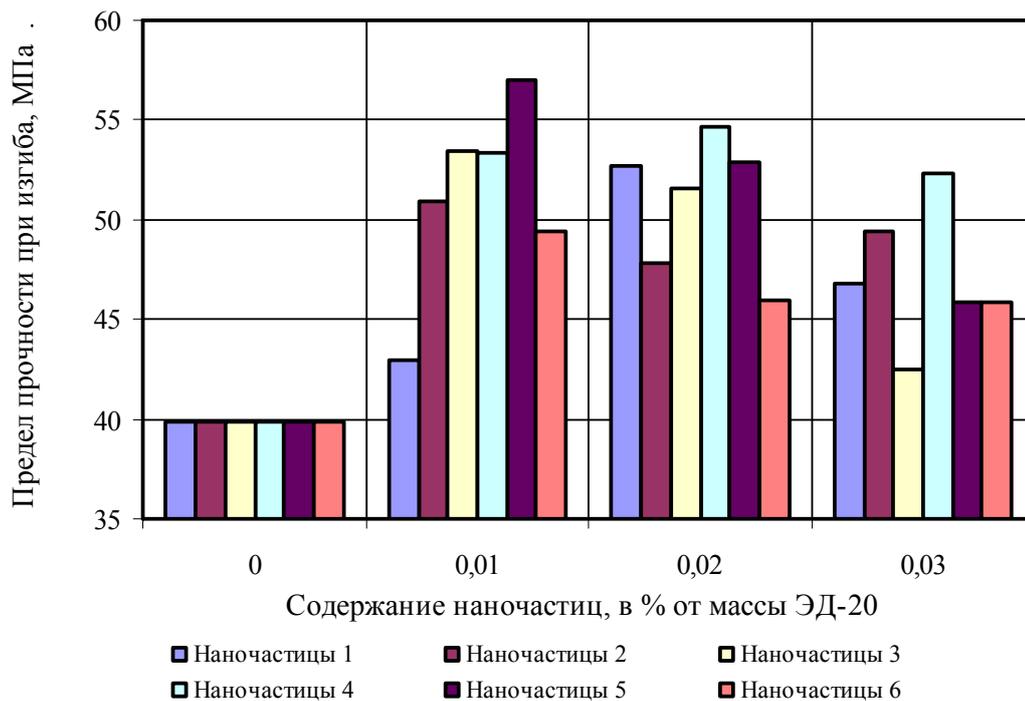


Рис.2. Изменение предела прочности при изгибе эпоксидных композитов от содержания наночастиц

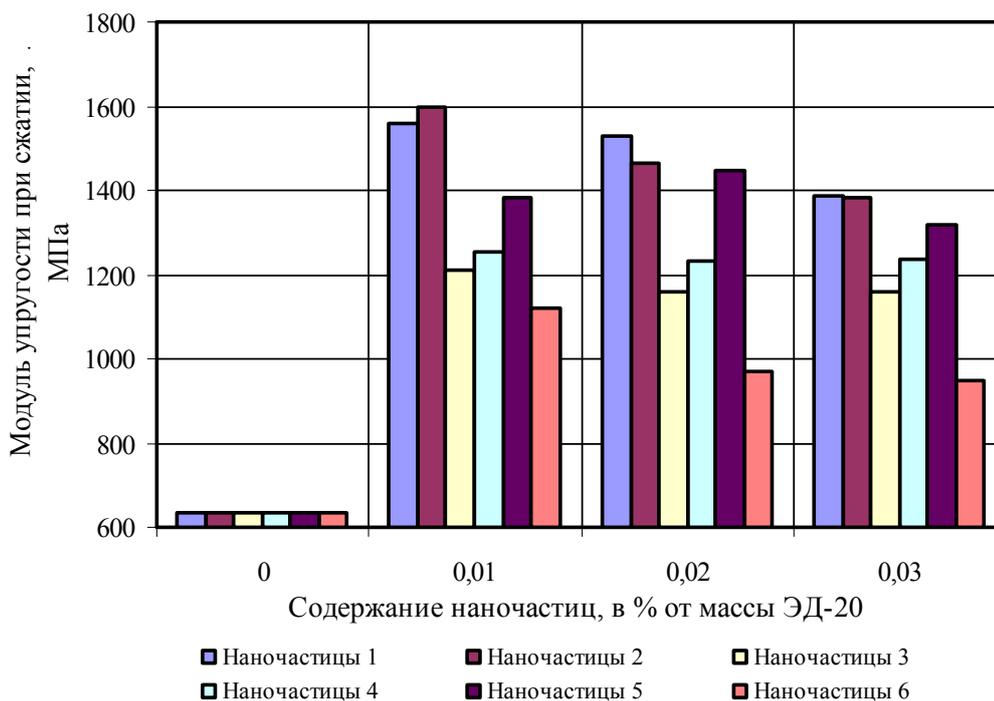


Рис.3. Изменение модуля упругости при сжатии эпоксидных композитов от содержания наночастиц

Комплексный анализ влияния 6 видов принципиально новых нанодобавок позволил выявить наиболее оптимальные концентрации наночастиц, позволяющие достигать значительного повышения упруго-прочностных характеристик эпоксидных композитов при введении их в микродозах. Наилучшими показателями по совокупности трех исследуемых параметров являются композиты с содержанием 0.02% наночастиц 1-го и 0.01% – 2-го и 5-го видов.

Список литературы

1. Пономарев А.Н. Технологии микромодификации полимерных и неорганических композиционных материалов с использованием наномодификаторов фуллероидного типа // Труды международной конференции ТПКММ, Москва, 27 – 30 августа 2003 г. С. 508 – 518.
2. Королев Е. В. Модифицирование строительных материалов наноуглеродными трубками и фуллеренами / К. В. Королев, Ю. М. Бажанов, В. А. Береговой // Строит. материалы. 2006. № 9. / Наука. № 8. – С. 2–4.
3. Низина Т. А. Оптимизация свойств эпоксидных композитов, модифицированных наночастицами / Т.А. Низина, П.А. Кисляков // Строит. материалы. 2009. №9. – С. 78–80.

ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Алиев М. А. Чартаев Х. Ш.

Махачкалинский филиал МАДИ, Махачкала
Bukilal@mail.ru

Изучение диффузионных, деформационных и дислокационных процессов как самостоятельных разделов физики не дали ответа на многие вопросы, возникшие при анализе структурно - чувствительных свойств кристаллов. В последние годы, благодаря предложенному новому методико-технологическому подходу, удалось объединить и изучить все три физических процесса в одном эксперименте, одновременно реализуя их и на одной установке и на одном образце.

Экспериментальные исследования, проведённые нами по новой вышеназванной технологии формирования взаимосвязи "структура-состав-свойство" позволили за счет наличия высоких деформационно-диффузионных потоков и сил, обусловленных ими, обеспечить их взаимодействие в динамическом режиме и получить новые качественные изменения физико-механических свойств кристаллов кремния.

Деформацию производили двумя способами: в условиях внешнего нагрева образца (термопластическая деформация - ТПД), в условиях прохождения электрического тока через образец (Электропластическая деформация – ЭПД). Объектами исследования были монокристаллы кремния n-типа проводимости (низкоомные) в виде параллелепипедов с разными типоразмерами, сдвиговыми усилиями, интенсивностью нагружения.

Деформация осуществлялась вдоль направлений [110], одноосным сжатием в вакууме, в основном режиме динамического нагружения, с переходом в статический режим для выявления запаса прочности.

На рис.1 (кривые 1,2,3) приведены зависимости напряжение-деформация $\sigma(\epsilon)$ для трех образцов монокристаллического кремния n-типа проводимости, при двух различных режимах их реализации интенсивности нагружения V_n и геометрическом размерном коэффициенте ϕ . Как видно по ходу кр.(1-3) на рис.1, наблюдаются заметные изменения таких, казалось бы грубых параметров кристаллической решетки как прочность и пластичность, в зависимости от вариации величины параметров внешних деформационных воздействий. Изменяется и величина упругой области с изменениями интенсивности нагружения I_n и геометрического коэффициента ϕ . Для образца №1 с $\phi=0,9$ упругая область доходит до $\sigma_y = 1,8 \text{ кг/мм}^2$, тогда как при $\phi=0,7$ величина упругой области составляет величину $\sigma_y = 0,4 \text{ кг/мм}^2$. С увеличением интенсивности нагружения V_n можно уменьшить и величину σ_y .

Таким путем удалось уменьшить упругую область для образца №3. Несмотря на увеличение длины образца №3 на 30% по сравнению предыдущим, двукратное увеличение интенсивности нагружения привело к уменьшению упругой области на 60% (ср. кривые 1 и 3 рис. 1). Обращает внимание на прерывистость характера хода кривых со ступенчато-стадийными особенностями их образования. Наибольший разброс значений коэффициентов упрочнения γ (10 и 7) и скорости деформирования $\dot{\epsilon}$ наблюдается для образца №2 с меньшей интенсивностью нагружения и геометрического коэффициента.

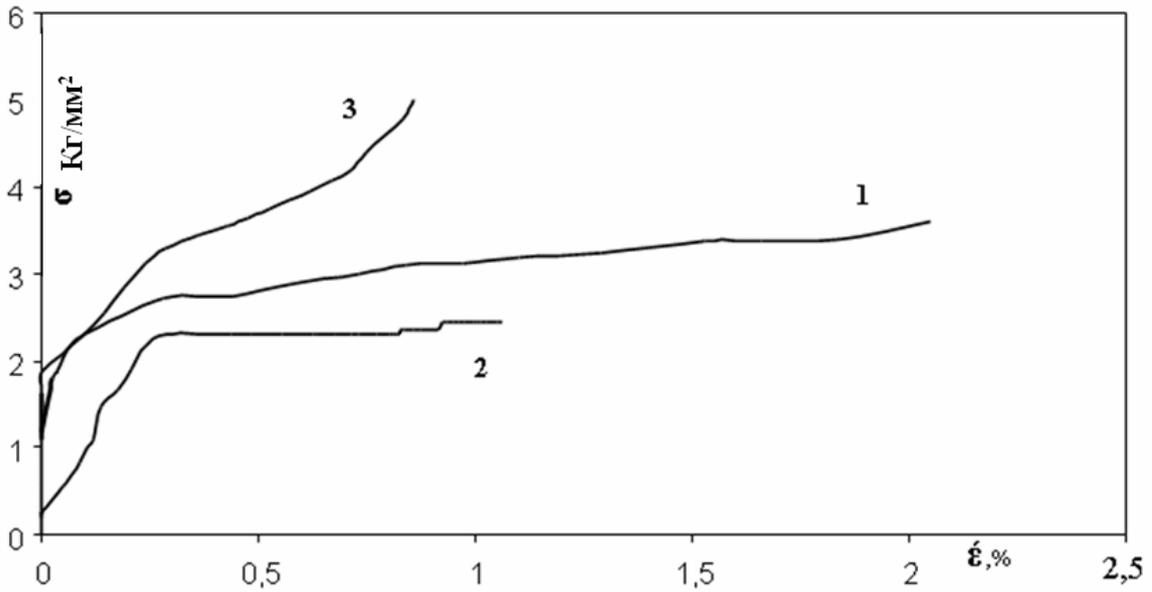


Рис. 1. Зависимость напряжение–деформация $\sigma(\epsilon)$ для образцов n-Si, деформированных при параметрах: 1) $T = 800^\circ\text{C}$, $h = 16\text{mm}$, $V_H = 50\text{г/с}$. 2) $T = 800^\circ\text{C}$, $h = 16$, $V_H = 50\text{г/с}$, 3) $T = 750^\circ\text{C}$, $h = 21\text{mm}$, $V_H = 300\text{г/с}$

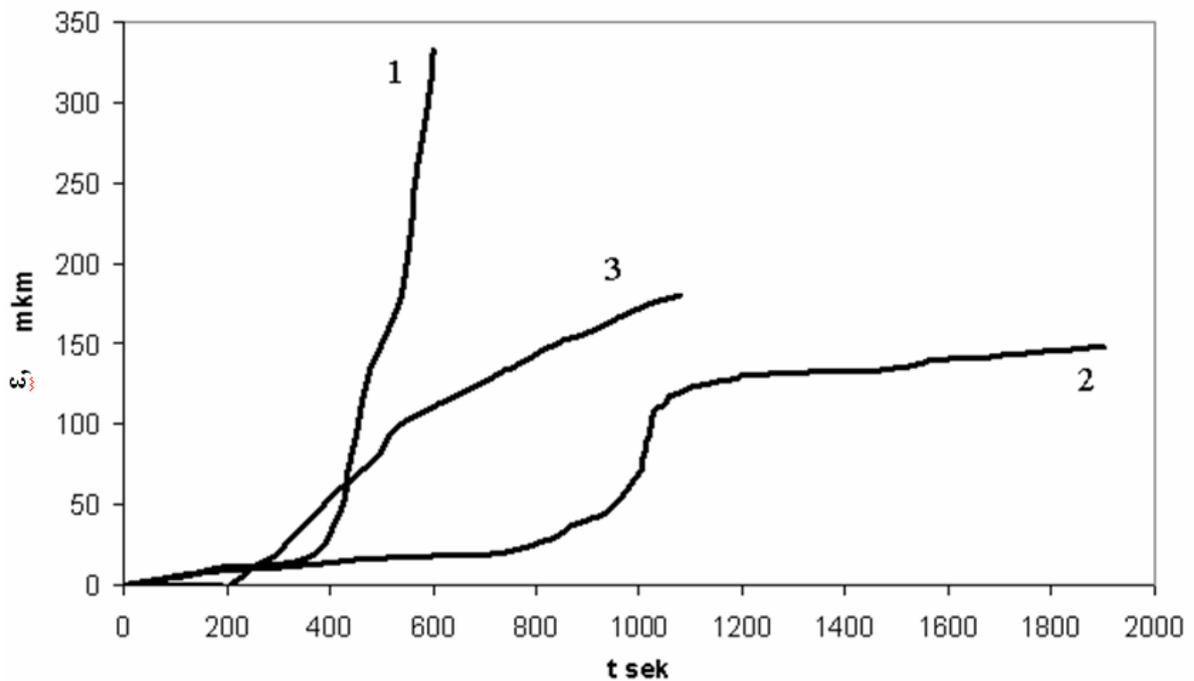


Рис. 2. Зависимость деформация–время $\epsilon(t)$ для образцов n-Si, приведенных на рис.1

На рис.2 приведены зависимости $\epsilon(t)$ в том же динамическом режиме деформирования, снятого параллельно с зависимостью $\sigma(\epsilon)$, в записи временной развертки. По наклону кривых 1-3 видно наличие нескольких различных скоростей деформирования, различающихся даже для одного образца на величину, превышающую полпорядок.

Несмотря на малые величины усилия σ , температуры T и времени деформирования t , деформация в динамическом режиме не завершалась, что подтвердилось при переходе в статический режим. Разница между деформацией в динамическом режиме и общей величиной достигнутой деформации наблюдается на всех образцах.

Отличительными и преимущественными особенностями нового подхода деформирования являются появление возможности значительного понижения основных параметров внешнего воздействия на кристалл - стартового напряжения, температуры и времени деформирования.

В случае ЭПД-способа удается снизить термический вклад, увеличив аттермическую компоненту. Экспериментально показано, что монокристаллы при электропластической деформации сокращаются не непрерывно, а скачкообразно, что приводит кривые зависимости $\sigma(\epsilon)$ и $\epsilon(t)$ к ступенчатому ходу, характерному для волнообразного процесса пластической деформации

Допуская, что дислокации являются энергетически пульсирующими дефектами, важно реализовать механофлуктуационную (низкотемпературную) часть деформации, где преобладает чисто дислокационный вклад в отличие от термофлуктуационной.

Отличие нового способа деформирования кристаллов от традиционно применявшихся ранее способов состоит в том, что в ЭПД – способе все структурные носители перестраиваются в динамические потоки и силы определенного направления. В электрическом поле на дефекты действуют две силы – механическая и электрическая и высота потенциального барьера оказывается пониженной. Структурные носители, приобретая направленное движение, могут влиять на характер движения и взаимодействия всех участников процесса.

При синергетическом подходе спектр влияния внешних параметров воздействия в неравновесном состоянии становится значительно богаче и информативнее, чем в равновесном.

Электропластическая деформация есть диссипативный процесс. Диссипация противостоит разрушению. Поле напряжений воздействует на структуру кристалла так, что может начаться несколько механизмов диссипации, уменьшая воздействия поля сдвиговых напряжений.

Именно о существенной роли и влиянии подсистемы говорит и тот факт, что изменение параметров подсистемы осуществляется электропластическим способом деформации. ЭПД - способ помог реализовать механо-флуктуационный способ возбуждения электронных связей, сводя к минимуму решеточное тепловое возбуждение, мешающее получению эффекта в чистом виде. В ЭПД случае электронный газ из пассивной и тормозящей среды превращается в среду, имеющую направленный дрейф и по этому ускоряет движение и взаимодействие дислокаций.

Предложенный новый способ исследования механических характеристик полупроводниковых материалов, заключающийся в том, что процесс пластической деформации кристалла сопровождается одновременным прохождением электрического тока значительной плотности по кристаллу. можно использовать не только как метод исследования, но и как технологический приём.

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ

*Коваленко В. В., Иванов Ю. Ф.

* *Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия*
Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия
vikt.kowalenko@yandex.ru

Целью исследований являлось обнаружение закономерностей структурных и фазовых превращений, протекающих в углеродистой стали, обработанной интенсивным электронным пучком. В качестве материала исследования была использована широко применяемая в промышленности углеродистая сталь У7А.

Кинетика твердофазного растворения вторых фаз определяется целым рядом взаимосвязанных факторов: химическим составом матрицы и состоянием ее дефектной субструктуры; режимом термической обработки; типом, размерами, морфологией и количеством частиц второй фазы и т.д. Большое количество параметров, определяющих данный процесс, затрудняет интерпретацию полученных результатов и существенно осложняет возможности сопоставления результатов многочисленных экспериментов.

Здесь анализируются результаты, полученные при растворении частиц карбида железа – цементита, который практически всегда образуется в подавляющем большинстве сталей и широко используется при формировании их служебных свойств.

Начальные стадии преобразования глобулярных частиц цементита под воздействием тепла, передаваемого электронным пучком обрабатываемой стали, обнаруживаются на расстоянии ~10–12 мм от границы с пятном расплава. Они заключаются в формировании в частице вдоль границы раздела с матрицей дефектного слоя, толщина которого может достигать ~100 нм. Глобула цементита при этом остается монокристаллическим образованием, однако в ее объеме наблюдается формирование большого числа изгибных экстинкционных контуров, указывающих на упругие искажения кристаллической решетки частицы. Как правило, контуры начинаются и заканчиваются на границе раздела частица / α -матрица. Это свидетельствует о том, что причиной появления контуров экстинкции являются термические поля напряжений, вызванные различием в коэффициентах термического расширения частиц цементита и α -матрицы.

Индицирование микроэлектронограммы, полученной с глобулы цементита, позволило выявить, наряду с рефлексами α -фазы и цементита, дополнительные слабовыраженные рефлексы, которые могут принадлежать карбиду железа состава Fe_2C . Можно ожидать, что данные частицы располагаются вдоль границы раздела карбид/матрица и образуются в результате растворения глобулы цементита при быстром нагреве и охлаждении стали в процессе обработки образца электронным пучком.

Следующая стадия растворения глобулы цементита состоит в том, что вдоль границы раздела карбид/матрица формируется промежуточный слой. Темнопольное изображение данного слоя, полученное в совпадающих рефлексах $[110]\alpha\text{-Fe}$, $[102]\text{Fe}_2\text{C}$ и $[\bar{1}2\bar{5}]\text{Fe}_2\text{C}$, выявляет его сложную структуру. А именно, слой состоит из фрагментов (кристаллитов) α -фазы, средние размеры которых ~60 нм. Можно предположить, что кристаллиты α -фазы сформировались в результате полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращения по мартенситному механизму.

Индицирование микроэлектронограммы, полученной с анализируемой частицы цементита, выявило, кроме рефлексов цементита и α -матрицы, рефлексы дополнительной фазы, которые наилучшим образом соответствуют кристаллической решетке карбида Fe_2C . Средние размеры частиц данного карбида составляют ~12 нм.

Очередная стадия характеризуется существенным увеличением толщины переходного слоя до 200 нм. Слой состоит из кристаллитов α -фазы, имеющих часто ярко выраженную линзовидную морфологию, что является несомненным аргументом в пользу мартенситного механизма формирования структуры наблюдающегося переходного слоя. Кристаллы мартенсита располагаются в большинстве случаев перпендикулярно границе раздела карбид/переходный слой. Следовательно, температура стали в данном объеме материала превышала температуру полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Вдоль границ, отделяющих переходный слой от глобулы цементита и α -матрицы, наблюдаются наноразмерные (~15 нм) частицы еще одной фазы. Индексирование микроэлектроннограммы показывает, что с наибольшей вероятностью данные частицы относятся к карбиду железа состава Fe_3C , т.е. на данной стадии растворения глобулы углерод, покидающий частицу, выходит на границы раздела и вновь образует карбид того же состава – «вторичный» цементит.

На следующей стадии растворения глобулы цементита отчетливо видно, что вокруг частицы формируется двух- (много-) слойная структура. Можно предположить, что многослойное строение переходного слоя, формирующееся на данной стадии, связано с присутствием как жидкофазного, так и твердофазного механизмов растворения. Подслой, примыкающий к частице, формируется в результате жидкофазного механизма растворения, т.е. в результате контактного плавления стали вдоль границы раздела карбид/матрица. Высокоскоростная кристаллизация расплава привела к формированию наноразмерных кристаллитов α -Fe. По мере приближения к пятну расплава степень растворения частиц цементита усиливается. Это приводит к нарушению симметрии переходной зоны.

На предпоследней стадии отчетливо видно, что вокруг частицы цементита в результате полиморфного превращения формируются кристаллы псевдопакетного и пластинчатого мартенсита, разделенные островками остаточного аустенита. На данной стадии растворения глобулярная частица цементита еще обнаруживается.

На заключительной стадии растворения глобулярных частиц наблюдается формирование трехфазной структуры, состоящей из частицы цементита неправильной формы (неполностью растворившаяся глобула цементита), кристаллов пластинчатого мартенсита и островков аустенита. Преобладающей фазой является остаточный аустенит. Описанная структура не содержит глобул первичного цементита, которые полностью растворились. В результате последующей высокоскоростной кристаллизации в данном объеме формируется так называемая пластинчатая эвтектика, состоящая из чередующихся пластин феррита и аустенита.

МЕЛКОМАСШТАБНЫЕ УРОВНИ РЕАЛИЗАЦИИ СТРУКТУРНО – ФАЗОВОГО ГРАДИЕНТА СТАЛИ 9ХФ ПРИ ВНЕШНИХ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Коваленко В. В., Громов В. Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет
Новокузнецк, Россия*

Новейшие методы электронной микроскопии и локального рентгеновского анализа, включая метод прямого разрешения кристаллической решетки, а также специально развитые ядерно-физические методы (электронная спектроскопия и вторичная ионная масс-спектроскопия) позволяют детально описывать градиентные структуры, как про-

тяженные, так и субмикронные. В зависимости от масштаба, на котором реализуются переменные параметры (макро-, мезо- или микрообъемы), градиентные структуры подразделяются на протяженные (от миллиметров и более), локализованные (около сотен нанометров) и субмикроскопические (несколько нанометров).

Субмикро-и наномасштабный (до 100 нм) уровень формирования градиента структуры и фазового состава наиболее ярко проявляется на атомарном уровне и связан с перемещением атомов легирующих элементов в процессе термомеханического воздействия на материал. Рассмотрим этот масштабный уровень градиента на примере преобразования структуры цементита при пластической деформации пластинчатого перлита. В литературе преимущественно обсуждаются два механизма разрушения пластин цементита перлитных колоний при деформации.

Первый из них заключается в перерезании пластин движущимися дислокациями и выносом ими атомов углерода в феррит в поле напряжений дислокаций. Вторым механизмом является вытягивание в процессе пластической деформации дислокациями атомов углерода из решетки карбидной фазы с образованием атмосфер Коттрелла вследствие заметной разницы средней энергии связи атомов углерода с дислокациями (0,6 эВ) и с атомами железа в решетке цементита (0,4 эВ). Диффузия углерода протекает в поле напряжений, создаваемом дислокационной субструктурой, которая формируется вокруг пластины цементита.

Итак, распад цементита сопровождается уходом части атомов углерода на дислокации и другие дефекты (вакансии, субграницы, границы зерен, микротрещины) ферритной матрицы. Следовательно, в стали формируется градиент элементного состава: в цементите концентрация углерода составляет ~6,67 вес.% и, по мере удаления от границы раздела карбид / матрица, концентрация углерода снижается, приближаясь к равновесной. В структуре пластинчатого перлита расстояния, на которых совершается данное перераспределение углерода, составляет единицы-десятки нанометров, что позволяет говорить о формировании в стали наномасштабного градиента.

Проиллюстрируем данные представления на примере преобразования структурно-фазового состояния стали 9ХФ после деформации холодным прокатом.

Как показали электронно-микроскопические исследования, процесс разрушения пластин цементита перлитной колонии состоит из нескольких этапов и завершается формированием фрагментированной структуры α -фазы. Скользящие дислокации измельчают остатки пластин цементита и выносят их в объем вторичных фрагментов. На границах фрагментов резко возрастает плотность дислокаций.

Таким образом, процесс разрушения пластин цементита в стали 9ХФ, деформированной холодной прокаткой, сопровождается переносом атомов углерода из пластин цементита в ядрах скользящих дислокаций с последующим формированием в объеме феррита наноразмерных частиц цементита, разрезанием пластин и перемещением отдельных частиц цементита по механизму Гегузина-Кривоглаза в полях внутренних напряжений. В первом случае в стали формируется градиент концентрации атомов углерода, во втором – градиент объемной доли частиц цементита. Оба градиента относятся к наноразмерному масштабу.

СТРУКТУРНО - ФАЗОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ГРАДИЕНТА В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ

Козлов Э. В.*., Коваленко В. В., Иванов Ю. Ф.*.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия
vikt.kowalenco@yandex.ru

Совсем недавно обязательное требование однородности структуры (почти любого изделия независимо от условий эксплуатации и характера нагрузки) представлялось очевидным и обоснованным. Однако во многих случаях наличие градиентной структуры позволяет материалу приобрести новые, ранее неизвестные свойства. Термин «градиентные структуры» возник, когда началось интенсивное количественное изучение таких структур. Оно стало возможным благодаря развитию специальных методов дифракционной электронной микроскопии. Появились количественные данные электронных микроскопических измерений параметров материала, закономерно меняющихся в объеме и на поверхности.

В зависимости от характера изменения параметров материала градиентные структуры делятся на непрерывные (плавное, монотонное изменение параметров), дискретные (скачкообразное изменение параметров) или смешанные (оба случая одновременно).

Ярким примером формирования дискретного градиента являются структуры цементации стали. Сущность процесса цементации заключается, во-первых, в длительном тепловом воздействии и, во-вторых, в ускоренной диффузии углерода вглубь материала. При заданных режимах термообработки проникновение углерода наблюдалось на глубины от сотен микрометров и до 1 мм.

Исследования поперечного сечения образцов науглероженной стали, выполненные методами металлографии травленого шлифа, выявили, прежде всего, две основные зоны материала: 1) зону со значительным пересыщением по углероду – зона фронтальной диффузии (зона интенсивной, или реакционной, диффузии углерода) и 2) более протяженную зону, в которой концентрация углерода постепенно приближается к исходной, - зона объемной диффузии (зона термического влияния и слабой диффузии углерода). При более детальном исследовании структурно-фазового состояния материала были выделены еще две зоны: 1) зона, в которой имеет место одновременно и реакционная, и объемная диффузия углерода, или, иначе говоря, промежуточная зона и 2) зона с сохранившейся исходной структурой перлита, которая присутствует в центральной части образца.

Таким образом, выявленное методами металлографии поперечного травленого шлифа зонное строение цементации стали однозначно свидетельствует о градиенте концентрации углерода в стали. Наличие четких границ между зонами указывает на дискретный характер данного градиента.

Более детальные послойные исследования цементованной стали, выполненные методами металлографии и электронной дифракционной микроскопии, выявили градиент фазового состава образца. С учетом результатов данных исследований образец был разделен условно на 7 слоев различной толщины: слой I (прилегающий к поверхности науглероживания) имеет толщину 20 мкм, II – 180 мкм, III – 100 мкм, IV – 600 мкм, V – 400 мкм, VI – 2150 мкм и VII (центральная часть образца).

Первый слой сформирован путем реакционной диффузии, он составляет первую зону. Методами микродифракционного фазового анализа установлено, что слой I сформирован исключительно кристаллитами (зернами) карбида на основе железа (θ -Fe₃C, ϵ -Fe₃C, Fe₂₀C₉).

Второй и третий слои являются промежуточными и формируют вторую зону. В них наряду с реакционной диффузией протекала и объемная диффузия атомов углерода. Выполненные фазовые исследования выявили присутствие в данных слоях (в слоях II – III) кристаллитов карбидной фазы, объемная доля которых ~50% (первую половину из них составляют частицы карбида на основе железа, вторую – специальные карбиды на основе хрома M₂₃C₆) и зерен α - и γ -фаз (твердых растворов на основе α - и γ -железа, металлическая фаза).

Ниже третьего слоя материал обладает хорошо выраженной зеренной структурой и состоит из смеси α - и γ -фаз и карбидов Fe₃C и M₂₃C₆. Здесь реакционная диффузия уже не имела места, а объемная диффузия углерода по кристаллической решетке с удалением от поверхности протекала с затуханием. Слои IV–VI составляют третью зону в структуре материала. Основной фазой в IV слое является аустенит – γ -твердый раствор на основе железа, также присутствуют α -фаза и карбиды железа (цементит) и хрома (M₂₃C₆). Слой V: основа – α -фаза, присутствуют γ -фаза, цементит и специальный карбид M₂₃C₆. Слой VI: основа – α -фаза, присутствуют цементит и специальный карбид M₂₃C₆. И, наконец, VII слой (центральная часть образца) – слой исходного материал. Здесь основа – α -фаза, присутствуют цементит и специальный карбид M₂₃C₆.

Таким образом, науглероживание стали 9ХФ сопровождается формированием градиентной структуры, характеризующейся закономерным изменением концентрации углерода и фазового состава стали по мере удаления от поверхности обработки. Зонное и слоевое строение материала свидетельствует о том, что выявленные на данном масштабном уровне градиенты могут быть отнесены к дискретному типу, при котором параметр, характеризующий состояние материала (к примеру, фазовый состав и объемная доля фаз), изменяется скачком.

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ Al₂O₃ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СИНТЕЗИРУЕМЫХ КРИСТАЛЛОВ АЛМАЗА

Дутов А. Г., Игнатенко О. В., Комар В. А.

*ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», г. Минск, Беларусь,
Ignatenko@ifftp.bas-net.by*

Как известно, некоторые вводимые в реакционную шихту добавки [1] могут оказывать существенное влияние как на процессы алмазообразования, так и на свойства самих получаемых кристаллов. В частности, они могут изменять поверхностную энергию границы раздела зародыш алмаза – расплав и тем самым оказывать влияние на пересыщение системы, а также влиять на вязкость расплава и, следовательно, на растворимость углерода в расплаве металла. Кроме того, некоторые добавки являются дополнительными центрами кристаллизации.

В частности, оксид алюминия в условиях высоких давлений и температур может активно взаимодействовать с компонентами расплава шихты, образуя ряд соединений с марганцем, никелем и углеродом [2] и тем самым изменять количественный и качественный состав расплава. Этим он и привлек наше внимание.

Синтез кристаллов алмаза осуществлялся из шихты представляющей собой спрессованную смесь порошков никель-марганцевого сплава ПРГН-40 и равного количества графита ГМЗ-ОСЧ с насыпной плотностью $0,87 \text{ г/см}^3$, а также добавки двуокиси алюминия в количестве $0,15\text{--}5 \text{ вес.}\%$. Добавки вводились в шихту таким образом, чтобы отношение графита к металлу оставалось равным 1:1. Синтез алмазов осуществлялся при давлении $5,5 \text{ ГПа}$ и температуре 1620К в течение 60с или 180с .

Содержание Mn, Ni и примесей в кристаллах определяли методами нейтронно-активационного и рентгено-флюоресцентного анализов, парамагнитные центры регистрировались на ЭПР-спектрометре VarianE-112 при комнатной температуре или температуре жидкого азота.

Прочность алмазов измерялась на малогабаритной микропроцессорной установке ADA-3.

В таблице 1 приведены данные по результатам анализа содержания марганца, никеля (металлы катализатора), а так же алюминия в кристаллах алмаза синтезированных как с использованием диоксида алюминия (Al_2O_3) в качестве добавки в шихту, так и без добавок (контрольный синтез), для времени синтеза 60с и 180с . Обращает на себя внимание достаточно большое содержание алюминия в кристаллах синтезированных с использованием Al_2O_3 . И оно растет вместе с ростом добавки диоксида алюминия в исходную шихту.

Однако, в отличие от металлов катализатора (Mn и Ni), содержание которых растет вместе с ростом размера самих кристаллов, содержание алюминия максимально в мелких фракциях. А с ростом размера кристаллов содержание алюминия в них падает. Это характерно как для короткого (60 сек.) синтеза, так и для более длительного (180 сек.). Так же можно отметить, что даже при небольших добавках двуокиси алюминия ($0,15\%$), скорость роста кристаллов заметно падает, о чем косвенно говорит уменьшение захвата Mn и Ni. Вероятно, это происходит из-за резко возрастающей в шихте концентрации локальных градиентов давления, в которых и происходит синтез алмазной фазы, а так же из-за передачи части энергии на взаимодействие углерода с добавкой, эвтектика в этом случае расплавляется более длительное время и рост кристаллов затруднен. Все это свидетельствует об активном участии находящегося в расплаве диоксида алюминия в процессах протекающих при синтезе кристаллов алмаза.

Было установлено, что добавка к шихте оксида алюминия в количествах от $0,5$ до $2,5\%$ вес., при коротком синтезе, способствует существенному росту выхода кристаллов средних размеров и увеличению их качества (увеличению прочности, уменьшению концентрации точечных дефектов). Но этот эффект наблюдается только для добавок Al_2O_3 не более $2,5\%$. При более длительных синтезах (до 180 с), разница с захваченными различными кристаллами примесями (Mn, Ni) и структурными дефектами P1, PP, Ni $\bar{}$, не столь велика как при коротких. А вот концентрация алюминия в кристаллах возрастает сильнее, что, вероятно, связано с большей завершенностью реакции восстановления Al_2O_3 .

Так же при длительных (180 с) синтезах из-за большей завершенности процесса восстановления алюминия, содержание его в синтезируемых кристаллах больше, чем при коротких синтезах. Из-за более высокой концентрации легкоплавкой компоненты, скорость роста кристаллов больше, больше и захват легкоплавкого компонента кристаллами, а вот их прочность меньше, чем при синтезе без добавок.

В предыдущей работе [3], мы исследовали влияние добавок титана на процессы спонтанного синтеза кристаллов алмаза. Можем отметить, что алюминий и титан оба связывают азот в расплаве, но по-разному взаимодействуют как с шихтой, так и с растущими кристаллами алмаза

Таблица 1. Концентрация в алмазах различного размера примесей Mn, Ni и Al в зависимости от содержания в реакционной шихте добавки Al_2O_3 и времени синтеза.

Средний размер зерна, мкм	Время синтеза 60 с			Время синтеза 180 с		
	Концентрация примесей в алмазах, %					
	Mn	Ni	Al	Mn	Ni	Al
	Без добавки					
35	0,32	0,18	0,59	0,32	0,17	0,33
45	0,36	0,22	0,35	0,28	0,17	0,20
56,5	0,38	0,28	0,12	0,29	0,18	0,11
90	0,56	0,34	0,06	0,42	0,26	0,09
112,5	1,21	0,66	0,13	0,46	0,31	0,04
142,5	1,56	1,03	0,17	0,78	0,42	0,02
0,15 % Al_2O_3						
35	0,27	0,17	0,22	0,27	0,16	0,18
45	0,32	0,18	0,16	0,25	0,17	0,16
56,5	0,29	0,18	0,16	0,29	0,23	0,16
90	0,34	0,22	0,12	0,27	0,24	0,09
112,5	0,40	0,25	0,10	0,32	0,28	0,10
142,5	0,45	0,32	0,09	0,49	0,41	0,08
0,25 % Al_2O_3						
35	0,29	0,16	0,30	0,33	0,17	0,36
45	0,29	0,19	0,23	0,33	0,17	0,35
56,5	0,29	0,17	0,22	0,34	0,18	0,20
90	0,32	0,22	0,14	0,34	0,25	0,15
112,5	0,41	0,34	0,11	0,38	0,27	0,13
142,5	0,48	0,43	0,10	0,51	0,44	0,11
0,5 % Al_2O_3						
35	0,27	0,14	0,35	0,28	0,18	0,41
45	0,27	0,17	0,27	0,26	0,17	0,33
56,5	0,25	0,14	0,21	0,27	0,18	0,30
90	0,28	0,23	0,15	0,45	0,27	0,20
112,5	0,36	0,26	0,14	0,58	0,41	0,20
142,5	0,54	0,37	0,13	0,9	0,56	0,15
1,0 % Al_2O_3						
35	0,32	0,16	0,58	0,35	0,18	2,04
45	0,28	0,18	0,51	0,35	0,18	1,04
56,5	0,38	0,22	0,48	0,28	0,18	0,75
90	0,39	0,23	0,24	0,35	0,22	0,37
112,5	0,66	0,42	0,24	0,34	0,25	0,30
142,5	1,15	0,59	0,23	0,42	0,33	0,11
2,5 % Al_2O_3						
35	0,38	0,14	4,60	0,32	0,19	5,58
45	0,31	0,17	2,92	0,38	0,21	2,85
56,5	0,34	0,21	1,90	0,32	0,21	1,90
90	0,34	0,22	0,75	0,41	0,28	0,61
112,5	0,41	0,32	0,46	0,55	0,35	0,47
142,5	0,52	0,36	0,31	0,85	0,53	0,32
5 % Al_2O_3						
35	0,50	0,18	7,04	0,86	0,12	12,4
45	0,44	0,2	5,01	0,72	0,17	9,40
56,5	0,36	0,18	3,57	0,53	0,18	6,07
90	0,42	0,22	3,61	0,42	0,23	1,87
112,5	0,51	0,35	0,55	0,48	0,32	0,88
142,5	0,76	0,47	0,37	0,62	0,42	0,66

Выводы

Таким образом, добавка при коротких синтезах к шихте оксида алюминия в диапазоне концентраций 0,5–2,5% вес, когда реакция взаимодействия восстановленного алюминия с Mn–Ni эвтектикой ограничена, способствует существенному увеличению размера и прочности кристаллов основных фракций и уменьшению содержания в них точечных дефектов.

Список литературы

1. Костиков В.И., Шипков Н.И., Калашников Я.А., Дымов Б.К., Шевяков В.П., Бубиенков И.А. Графитизация и алмазообразование. М. 1991. 222 с.
2. Свойства элементов. Физические свойства. Часть 2 // Под редакцией Г.В.Самсонова. Москва «Металлургия». 1976. С. 383.
3. Шипило В.Б., Дутов А.Г., Шипило Н.В., Комар В.А., Азарко И.И. Влияние титана на кристаллизацию алмазов в системе Mn-Ni-C// «Весці», серія фізика-матэмац. навук, 2005г. №2. С.89 – 92

ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ И ДОБАВОК Al_2O_3 НА СОДЕРЖАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ В КРИСТАЛЛАХ АЛМАЗА

Дутов А. Г., Комар В. А., Игнатенко О. В., Фронтасьева М. В.* , Павлов С. С.*

ГО «НПЦ НАН Беларуси по материаловедению», г. Минск, Беларусь

**Объединенный институт ядерных исследований. г.Дубна, Россия*

Ignatenko@ifftp.bas-net.by

Известно [1–3], что нейтронное облучение влияет на макроскопические характеристики кристаллов алмаза: плотность, оптические спектры поглощения, ЭПР - активные центры. Ранее нами [4] было обнаружено, что воздействие нейтронов на порошки алмазов способствует уменьшению концентрации парамагнитных дефектов и увеличению прочности составляющих их кристаллов вследствие взаимодействия собственных точечных дефектов друг с другом и примесями. Целью данной работы являлось продолжение этих исследований с использованием такого дополнительного фактора, как введение диоксида алюминия в реакционную смесь.

Исследовались кристаллы алмазных порошков, синтезированных в системе Ni–Mn–C с добавками от 0,15 до 5,0% Al_2O_3 при давлении 5,5 ГПа и температуре 1620 К в течение 60 с и 180 с.

Отобранные и рассортированные по размерам образцы облучались при температуре 323 К потоком быстрых нейтронов $3,4 \cdot 10^{14}$ н/см², источником которых был импульсный реактор ИБР [5]. Концентрации парамагнитных центров P1 (одиночные узельные атомы азота) и Ni⁺ (ионы узельного никеля), а также микродефекты PP, ответственные за сигнал с $g = 2,003$ и связанные с состояниями электронов, возникающими из-за искажения структуры кристалла, определяли на спектрометре Varian E-112 при комнатной температуре или температуре жидкого азота, до и после нейтронного облучения.

Как показали проведенные исследования по мере увеличения содержания Al_2O_3 в шихте, а вместе с тем и увеличения примеси алюминия в кристаллах [4], число дефектов PP начинает синфазно уменьшаться до значений намного меньших, чем в кристаллах, выращенных без добавок. Одной из причин этого является компенсация структур-

ным алюминием напряженных состояний, образуемых атомами азота, ионный радиус которых меньше орбитального радиуса углерода [6]. Данный процесс столь эффективен, что при введении 5 % диоксида алюминия в шихту, концентрация исходных и созданных вследствие нейтронного облучения микродефектов уменьшаются более чем на порядок, по сравнению с образцами, полученными при 0,15 % добавке.

Можно предположить, что дефекты РР служат своего рода индикаторами встроеного алюминия в решетку кристалла. Однако его роль несколько сложнее. Так при низком (0,15 %) легировании шихты при синтезе в течение 60 с относительное число РР дефектов в облученных кристаллах несколько превышает первоначальное их количество. Увеличение добавки Al_2O_3 до 1 % приводит к увеличению относительного содержания Ni в расплаве вследствие формирования соединений $MnAl_k$. Это способствует синтезу кристаллов, в которых захваченные атомы алюминия ограничивают рост РР центров при нейтронном облучении. Дальнейшее увеличение диоксида алюминия в шихте до 5 % приводит к синтезу кристаллов, в которых концентрация РР дефектов после нейтронного облучения становится меньше чем до облучения.

Из сравнения изменений парамагнитных дефектов под влиянием нейтронного облучения в микрокристаллах алмаза становится заметна следующая особенность: концентрация РР центров меняется в полном соответствии с концентрацией азотных центров P1 [7]. Это означает, что роль напряжений, возникающих на микрокристаллических границах, при формировании дефектов – невелика.

На рис.1 приведены усредненные по всем размерам кристаллов изменения концентраций дефектов P1, РР, и Ni в алмазах, выращенных в течение 180 с при введении диоксида алюминия в шихту.

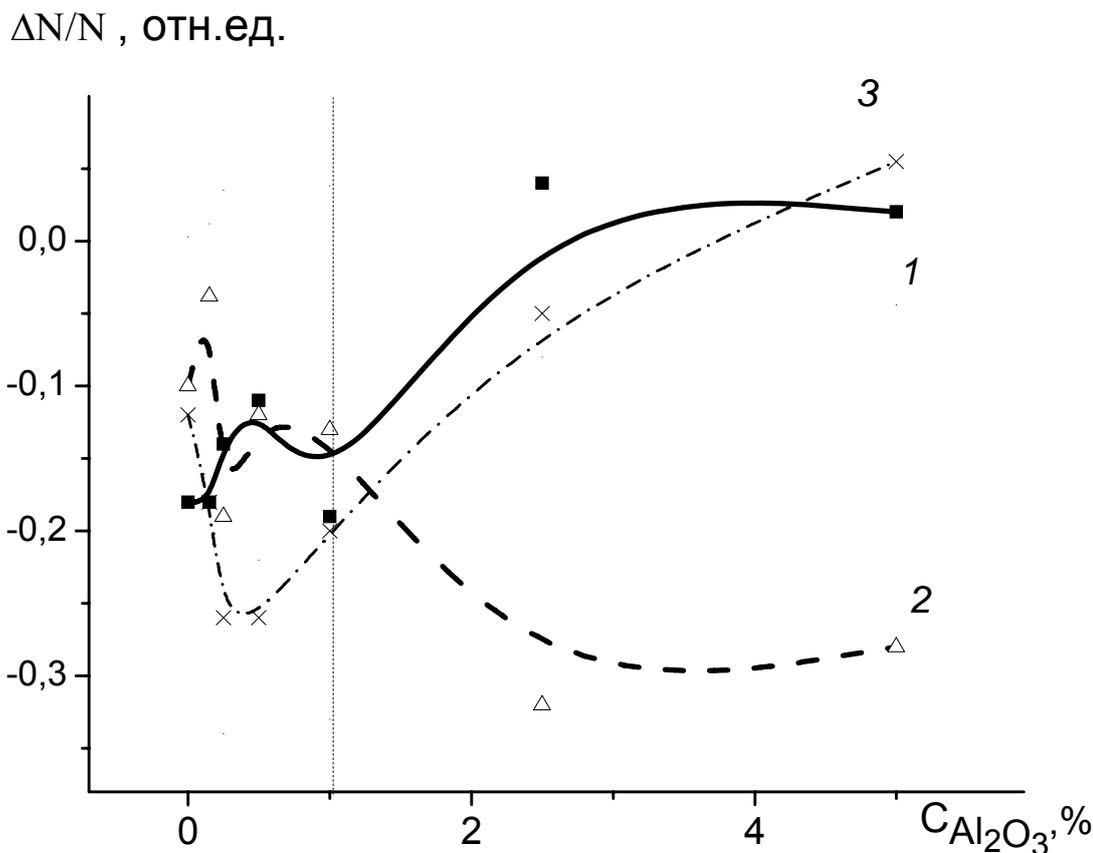


Рис. 1. Зависимости относительной концентрации парамагнитных дефектов в кристаллах всех фракций, синтезированных при 60 с (а) и при 180 с (б), от содержания в реакционной шихте добавки Al_2O_3 : 1 - N_{P1}^n/N_{P1} , 2 - N_{PP}^n/N_{PP} , 3 - N_{Ni}^n/N_{Ni} .

В результате нейтронного облучения изменения интегральных значений после колебаний в области отрицательных величин, т.е. в области поглощения смещенных атомов азота или никеля при малых добавках выходят на насыщение дефектов P1 и PP, при $\frac{\Delta N_{P1}^n}{N_{P1}^0} = \frac{\Delta N_{PP}^n}{N_{PP}^0} = 0$, а число никелевых дефектов становится минимальным. Такое поведение может быть объяснено влиянием алюминия на скорость роста и свойства кристаллов: при образовании соединения алюминия с марганцем скорость роста возрастает, а концентрация P1 и PP дефектов уменьшается, концентрация алюминия (по отношению к величине добавки) встраиваемого в решетку так же падает. В то же время абсолютная величина встраиваемого алюминия достаточна для связывания смещенных нейтронами ионов никеля, несмотря на рост концентрации никелевых дефектов в кристаллах при увеличении добавки.

Выводы

Введение добавки алюминия в виде диоксида алюминия в шихту создает условия для встраивания алюминия в кристаллическую решетку алмаза, тем самым эффективно уменьшая концентрацию дефектов, ответственных за сигнал с $g = 2,003$, не только в процессе роста, но и при последующем нейтронном воздействии. Возрастание концентрации никелевых дефектов наблюдается в кристаллах при добавлении более 2,5 % Al_2O_3 в реакционный состав Ni-Mn-C.

Добавка диоксида алюминия в шихту в общем случае улучшает структуру кристалла, увеличивая радиационную устойчивость с ростом размера кристаллов по отношению к неметаллическим парамагнитным дефектам. Облучение кристаллов алмаза нейтронами приводит к уменьшению в них ионов никеля, находящихся в парамагнитном состоянии, и активирует распад твердого раствора структурных примесей.

Список литературы

1. Малоголовец В.Г., Вишневецкий А.С., Самойлович М.И. // Докл. АН УССР. Сер.А. 1979. №5. С. 366 – 370.
2. Дерягин Б.В., Бочко А.В., Кочергин А.В. // ДАН СССР. 1971. Т. 196. №6. С. 671.
3. Sildos J., Zavt G., Osret A. // Wide Band Gap Electronic Materials. 1995. P. 89.
4. Дутов А.Г., Шипило В.Б., Комар В.А., Азарко И.И., Шипило Н.В. // Неорганические материалы. 2003. Т. 39. № 4. С. 429.
5. Фронтасьева М.В., Павлов С.С. // Проблемы современной физики. Под. Ред. Сиссаяна А.Н., Трубецкого Д.И., 1999. Т. 360. ОИЯИ, Дубна. С. 7.
6. Davies G. // Properties and Growth of Diamond. 194. P. 153.
7. Dutov A.G., Komar V.A., Shipilo V.B., Shipilo N.V., Azarko I.I., Frontasyeva M.V., Pavlov S.S. //Diamond and Related Materials.-2005.-N.14.-P.1678-1682.

ОСНОВНЫЕ ФАКТОРЫ, ВЫЗЫВАЮЩИЕ ИЗМЕНЕНИЕ УРОВНЯ ХРУПКОЙ ПРОЧНОСТИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ

Зацарная А. В., Котречко С. А.

Институт металлофизики им. Г. В. Курдюмова НАН Украины
Киев, Украина
zaca@imp.kiev.ua

Известно, что в большинстве случаев, во время технологических операций конструкционные сплавы поддаются значительным пластическим деформациям, которые приводят к анизотропии механических свойств [1]. Во время предварительной деформации в металле возникают внутренние напряжения, образуются кристаллографическая и геометрическая текстуры. На фоне значительных исследований анизотропии предела текучести, вязкости, трещиностойкости металлов изменение минимального напряжения хрупкого разрушения после предварительной деформации остается малоизученным. В работе [2] установлены основные закономерности влияния предварительной деформации волочением на уровень хрупкой прочности R_{MC} и температуру вязко-хрупкого перехода железа и углеродистых сталей. Менее детально исследованы закономерности влияния предварительной деформации сжатием (осадкой) на способность стали сопротивляться хрупкому разрушению.

Цель данной работы. Основываясь на экспериментальных результатах [3] и микроскопической модели разработанной в [4] определить основные факторы, которые приводят к изменению уровня хрупкой прочности предварительно деформированной стали.

Исследования, проведенные в работе [4], показали, что предварительная деформация осадкой стали 30 приводит к увеличению уровня хрупкой прочности в поперечном направлении и его падению в продольном. Т.е. деформация осадкой вызывает уменьшение уровня R_{MC} предварительно деформированного металла, а деформация растяжением (поперечное направление при осадке), наоборот, приводит к увеличению уровня хрупкой прочности (рис.1).

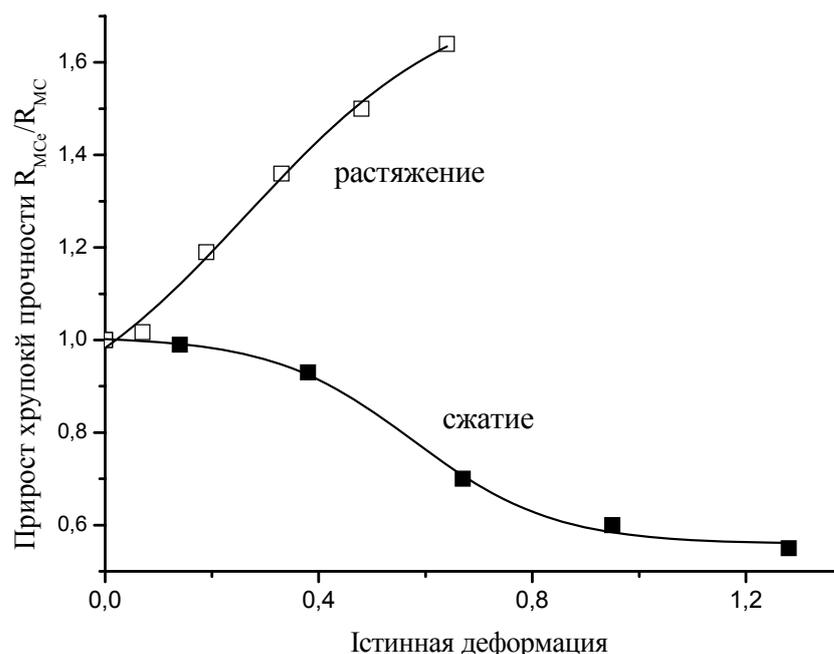


Рис. 1. Изменение уровня хрупкой прочности предварительно деформированной стали 30

Как известно, R_{MC} зависит от размера зерна [5], в результате чего, изменение размера зерна во время пластической деформации приведет к изменению величины уровня хрупкой прочности деформированного металла. Расчеты показали, что максимальный вклад геометрической текстуры в прирост R_{MC} составляет 25% при величине предварительной осадки 60%.

Рентгеновский анализ микро-напряжений, которые определяются по уширению максимума на $\Theta-2\Theta$ рентгенограмме показал, что по характеру своего изменения они возрастают с эффектом насыщения, что качественно согласуется с изменением R_{MC} предварительно деформированной стали 30. По абсолютной величине они имеют тот же порядок, что и прирост уровня хрупкой прочности.

Ранее, авторами была разработана микроскопическая модель хрупкого разрушения деформированной стали [6], которая позволяет объяснить физическую природу влияния остаточных микронапряжений и кристаллографической текстуры на уровень хрупкой прочности деформированной стали.

$$\frac{R_{MC}^d}{R_{MC}} = \left(\frac{\ell_{1n}^0}{\ell_{1n}} \right)^2 - \frac{1}{R_{MC}} \left[\xi_{11} + \xi_{22} \left(\frac{1}{\ell_{1n}^2} - 1 \right) \right],$$

где R_{MC}^d – уровень хрупкой прочности деформированного металла, ξ_{11}, ξ_{22} – величина остаточных микронапряжений, ℓ_{1n}^0, ℓ_{1n} – направляющие косинусы, которые определяют положение кристаллографической плоскости потери стабильности зародышевой трещины. Природа влияния кристаллографической текстуры обусловлена тем, что образование кристаллографической текстуры приводит к изменению угла между приложенным напряжением и плоскостью потери стабильности зародышевой трещины. Что, в свою очередь, приводит к изменению напряжения потери стабильности зародышевой трещины, соответственно изменению уровня хрупкой прочности. Особенность влияние кристаллографической текстуры проявляется в том, что существуют критические углы рассеивания текстуры, начиная с которых проявляется влияние кристаллографической текстуры на уровень хрупкой прочности деформированной стали.

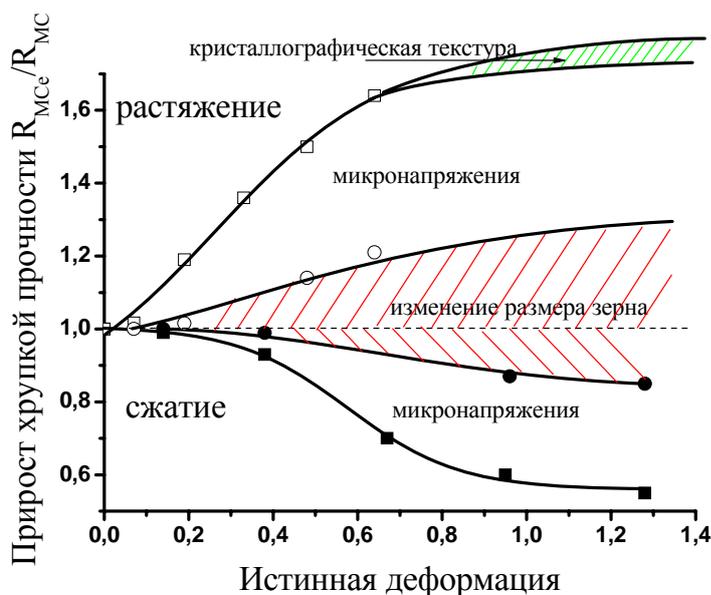


Рис. 2. Прирост уровня хрупкой прочности деформированной стали 30 обусловленный изменением размера зерна, микронапряжениями и кристаллографической текстурой

На рис.2 приведена схема, которая хорошо иллюстрирует количественный вклад каждого из факторов в изменение уровня хрупкой прочности стали 30 после предварительной деформации растяжением и сжатием. Основной вклад в прирост R_{MC} вносят остаточные микронапряжения. При достижении определенного уровня деформации их вклад становится постоянным, и за дальнейшее увеличение уровня хрупкой прочности отвечает образование кристаллографической текстуры.

Выводы

1. Предварительная деформация может по-разному влиять на уровень хрупкой прочности деформированного металла: предварительное растяжение вызывает увеличение уровня хрупкой прочности деформированной стали, в то время как предварительно сжатие приводит к падению R_{MC}

2. Изменение уровня хрупкой прочности деформированного металла обусловлено тремя факторами: геометрической и кристаллографической текстурой, а также остаточными микронапряжениями.

3. Установлено пороговый эффект влияния кристаллографической текстуры. Существуют критические значения углов рассеивания текстуры, начиная с которых, проявляется влияние кристаллографической текстуры на уровень хрупкой прочности деформированной стали.

4. Наибольший вклад в прирост уровня хрупкой прочности деформированной стали оказывают остаточные микронапряжения. Специфика их влияния в том, что они, будучи сжимающими или растягивающими, могут либо уменьшать, либо увеличивать уровень хрупкой прочности деформированного металла.

Список литературы

1. Адамеску Р. А., Гельд П. В., Митюшов Е. А. Анизотропия физических свойств металлов.- М.: Металлургия, 1985.-С. 147.
2. Ю. Я. Мешков, Т. Н. Сердитова. Разрушение деформированной стали.-Киев: Наукова думка, 1989.-С.160.
3. Явление анизотропии сопротивления микросколу углеродистой стали, предварительно деформированной сжатием / Котречко С. А., Кучер А. В., Полушкин Ю. А., Меттус Г. С., Стеценко Н. Н. // Проблемы прочности.-2007.-№6.-С. 91-103.
4. Physical model of fracture of textured b.c.c. polycrystalline metals/ Kotrechko S. A., Stetsenko N. N., Shevchenko S. V., Kucher A. V.// Деформация и разрушение материалов.-2007.-№3.-С.20-28.
5. Мешков Ю.Я., Пахаренко Г.А. Структура метала и хрупкость стальных изделий.- Киев: наукова думка, 1985.
6. Физическая модель анизотропии хрупкой прочности R_{MC} деформированной стали / Котречко С. А., Кучер А. В., Полушкин Ю. А.// Металлофизика и новейшие технологии.-2007.-№12.-С.1673-1691.

ПОДАВЛЕНИЕ ТРИБОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ИЗНОСА КОНТАКТОВ ИНСТРУМЕНТ-ЗАГОТОВКА ПРИ ПРОКАТКЕ И ВОЛОЧЕНИИ В РЕЖИМЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Рыбников Ю. С., Троицкий О. А., Правоторова Е. А.

*Московский Государственный институт Электроники Радиотехники и Автоматики,
Институт Машиноведения РАН. Москва, РФ,
iuryr@yandex*

Рассмотрение механических взаимодействий вещества (электровещества) с веществом (электровеществом) в общепризнанных агрегатных состояниях: газ, жидкость, твёрдое тело, плазма не позволило решить важнейшие научно технические проблемы. Применение методик, в основе которых лежат электромеханические электрофизические и электрохимические взаимодействия, позволило получить качественно новые ре-

зультаты в технике и технологиях. В электродонорно-электроакцепторной методике рассматривается изменяемая величина работы выхода $A_{\text{вых}}$ материала, которая является определяющим фактором для исследования всех взаимодействий электро вещества во всех фазовых состояниях и условиях на уровне электроатомов (электрополей, электрозарядов, стоячих электроволн). При нормальных условиях (НУ) в твёрдом уплотнённом состоянии при неподвижном контакте поверхностей (трение покоя – статическое электричество) и при их взаимном перемещении по поверхностям (трение скольжения) (электромеханика - динамическое трибоэлектричество) с одновременным генерированием постоянного (атомарного) тока (переходом в разуплотненное состояние), в зависимости от условий эксперимента.

Экспериментальные результаты исследования трибоэлектризованного электро вещества по электретной методике позволили установить, что электроизносом материала электродонора (ЭД) (электро вещества) трибопар является потеря (переход) электроатомов (электрозарядов, электрополей, стоячих электроволн) из объёма ЭД и характеризуется электрическим (статическим) полем трибоэлектрета, при этом происходит разуплотнение (разупрочнение) электроструктуры материала в процессе трения. Часть электро вещества преобразуется в постоянный (атомарный) ток (разуплотнённое состояние) и переходит на поверхность электроакцептора (ЭА), а разрушение электро вещества есть следствие ослабления электроструктуры триботела и нейтрализации накопленного внешнего избыточного динамического заряда, электропотенциала (электрической плотности) на трибоконтактирующей поверхности электроакцептора, в виде электроискровых разрядов и появлении новых электрохимических образований чаще всего (оксидов).

Кроме этого данная методика позволила решить проблему электроизноса материалов (электро вещества) трибопар нетрадиционным способом, применяя электрозащиту проводников (шлицевые соединения карданных валов) от электроизноса твёрдым диэлектрическим композитным полимерным покрытием толщиной 200–250 мкм, обеспечивая безыносный режим трения 10-50 ресурсов.

Электроизнос в виде постоянного (атомарного) электротока $I_{\text{зар}}$ материалов трибопар зависит от того, какие трибопары взаимодействуют и в каких конкретных условиях и зависит от: величины поверхности трения $S_{\text{тр}}$, $V_{\text{тр}}$ – скорости перемещения одной поверхности по другой, величине нормального давления N между взаимодействующими поверхностями, числа точечных контактов χ_k , величине работы выхода заряда $A_{\text{вых}}$ из каждого материала трибопары при трении, величины поверхностной плотности электрических зарядов δ_k в контактной точке, при этом необходимым условием является равенство работ перемещения $A_{\text{пер}} = A_{\text{вых}}$ работа выхода заряда (электроатома).

Расчёт тока трибоэлектризации для плоских поверхностей по точечным контактам проводится по выведенной формуле

$$I_{\text{зар}} = \frac{NV\delta_k S_{\text{мп}}}{A_{\text{вых}}}, \text{ Кл/с},$$

где $I_{\text{зар}}$ – постоянный (атомарный) электроток трибоэлектризации, $S_{\text{мп}}$ – поверхность трения, δ_k – поверхностная плотность заряда на контакте, $A_{\text{вых}}$ – работа, N – сила давления, V – скорости перемещения поверхностей относительно друг друга.

Исследования движения подвижного тела по тангенциальным траекториям показывают, что величина тока трибоэлектризации и электроизноса растёт, так как тангенциальная составляющая движения увеличивает сопротивление и давление в точке контакта, а это снижает работу выхода заряда и соответственно увеличивает электроизнос электро вещества. Таким образом, величина давления N имеет прибавку $N\cos$ угла и суммарная составляющая будет $N + N\cos$ угла.

При наличии острых кромок на их вершинах скапливается наибольшее количество зарядов, которые и нейтрализуются в электроискровых разрядах при разрыве трибоконтактов и соответственно быстрее подвергаются электроизносу. Разработанная физическая модель А/С№1246464, на которой проводились исследования электромагнитных взаимодействий между нано микро размерными частицами и трибоэлементами, выполненными в виде многозаходной винтовой линии, трибоэлектрического генератора постоянного (электроатомарного) тока, показали, любые материалы являются электровеществом, так как при трении скольжения генерируется только постоянный (электроатомарный) электрический ток, не зависимо от «химической» природы материалов, а согласно существующей теории электромагнетизма в постоянном токе отрицательная составляющая отсутствует.

Причём генерированный постоянный (электроатомарный) ток из диэлектрических, полупроводниковых и проводниковых материалов не имеет различия при регистрации приборами в процессе «протекания» по проводу из проводника и полупроводника, хотя теория проводимости, говорит, что в диэлектриках проводимость – ионная, в полупроводниках – «дырочная», а в проводниках электронная.

Процесс трения с зарядовых позиций показывает, что механизм накопления электрорядов, избыточных электрических плотностей (потенциалов) для всех материалов одинаков, тогда как процесс нейтрализации зарядов в трибосистеме зависит от того, какие электровещества (материалы) взаимодействуют и в каких условиях. Исследования поставили под сомнение наличие электронов в природе, так как согласно современной теории электричества в диэлектриках отсутствует электронная проводимость, а снимаемые с диэлектрика электроатомы (электроряды, электрополя) в виде постоянного электрического тока, в котором, как известно, отрицательная составляющая отсутствует, великолепно переходят на токосъёмник из проводника и отводятся на «землю» или потребителю. Разница величин токовых характеристик различных трибоконтактных пар при одних и тех же условиях обусловлена разницей работ выхода электроряда (электроатома, электрополя) из электровещества. При изолированном процессе трибоэлектризации диэлектрических пар ЭД-ЭА, когда исключается отвод генерированных электрорядов в виде постоянного (атомарного) тока на «землю» процесс трибоэлектризации порошков прекращается (самозатухание), так как ЭА накапливает на поверхности свободные несвязанные поверхностные электроряды (электроатомы), наблюдается эффект насыщения и электризация порошковых частиц прекращается. При этом разность потенциалов незначительна и свободные поверхностные электроряды равновесно перемещаются с одной поверхности на другую. Аналогично протекает процесс и при трибоэлектризации диэлектрических пар (ЭА-ЭА) и (ЭД-ЭД). Если в отдельных точках контакта создаётся избыточный и/или недостаточный потенциалы, то при перемещении тел заряженные точки совмещаются и нейтрализуют локальную разность потенциалов в единичных электроискровых разрядах за счёт свободных поверхностных электрорядов, поэтому процесс генерации электрорядов (электроатомов, электрополей) не эффективен и уровень трибозарядки частиц низкий. Исследования зависимости тока электризации от скорости потока порошково-воздушной смеси (ПВС) показали, что процесс полной трибозарядки частицы (до пробойного потенциала) протекает на коротком участке длиной (50-200мм) и даже однородные трибопары ПТФЭ – ПТФЭ трибоэлектризуются достаточно эффективно при отводе электроатомов (зарядов, полей) на «землю» с рабочих поверхностей.

При трибоэлектризации разнородных материалов пар ЭД-ЭА в специально подобранном режиме эффективность трибогенерации постоянного (атомарного) тока достигала величины 200мА.

При совершении работы перемещения $A_{пер}$ одновременно совершается работа выхода $A_{вых}$. Стало быть эти работы абсолютно равны $A_{пер} = A_{вых}$. Равенство работ позволяет рассматривать процесс трения как электромеханическое взаимодействие, при котором происходят самоорганизованные электроизнос и электроразрушение материалов (электровеществ). Трение скольжения может быть двух видов: 1. С электроизносом и электроразрушением (разуплотнением) триботел при перемещении по поверхностям, генерации постоянного (атомарного) тока, накоплении пробойной разности потенциалов (электрической плотности) между уже заряженными триботелами и нейтрализации разницы потенциалов в точках разрыва контакта в электроискровых разрядах (разряд конденсатора) с радиоизлучениями всех диапазонов, электрохимическими преобразованиями («химическими» реакциями), электронагревом, электромагнетизмом, электрошумами, электросваркой, её разрушением с получением абразивных продуктов с последующим абразивным электромеханическим разрушением. 2. Безыносным, при наличии диэлектрической полимерной композитной плёнки, когда ток трибоэлектризации $I_{тр}=10^{-9}$ А., т.е. исключение потерь электроатомов (электрзарядов) из трибосистемы.

В технологическом процессе при электроимпульсной обработке заготовки и инструмента в режиме от 0,5с до 5×10^{-6} постоянным током $I_{об.} = 100$ до 10000А при насыщении электрическими зарядами (электроатомами) заготовки получаем разуплотнённое состояние электровещества (режим электропластической деформации), при котором электроизнос и электроразрушение материалов практически отсутствуют. Кроме того, на протяжении технологического цикла многократные операции не создают «наклёп» и не требуют промежуточных теплоёмких и трудоёмких операций отжига, так как обрабатываемый материал (электровещество) постоянно насыщается «подпитывается» строительным материалом электроатомами всеродами, обеспечивая повышенную пластичность и технологическую прочность электроструктуре электровещества, определяемых тремя видами электромагнитного взаимодействия: 1. электровзаимодействия между единичными дискретными электроатомами всеродами с образованием совокупных объёмно уплотнённых электроатомов например: кислород O_2 , Fe, Ni, Ti, W, Au, и т.д.; 2. электровзаимодействия между единичными электроатомами всеродами и совокупными электроатомами и/или совокупными и совокупными с образованием кристаллов (монокристаллов и гетерокристаллов), 3. электровзаимодействия между единичными дискретными электроатомами всеродами – совокупными уплотнёнными электроатомами – кристаллами (монокристаллами) с образованием электровещества в любых фазовых (агрегатных) состояниях. Полученные изделия обработанные в режиме электропластической деформации на выходе имеют более высокие прочностные и качественные характеристики. Экспериментально подтверждено, что электроимпульсная обработка постоянным электрическим током проводниковых материалов в режиме пластической деформации подавляет электроизнос и электроразрушения материалов в контактных точках заготовка - инструмент т.к. сохраняет электроатомы (электрзаряды, электрополя) в трибосистеме.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ СТАЛИ 10ГН2МФА

Киквидзе О. Г., Чумбадзе А.

Государственный университет им.А.Церетели, Кутаиси, Грузия,
Omari-k@rambler.ru

Сталь 10ГН2МФА испытывалась при температуре 1180 °С. Длина рабочей части образцов составляла 50 мм., диаметр 10 мм. Все образцы доводились до разрушения. Разрушение носит вязкий характер. Поперечное сечение в месте разрушения стягивалось в точку. Эксперименты показали, что на разных уровнях напряжений накопленная к моменту разрушения деформация ползучести почти одинакова. В табл.1 приведены значения начальных напряжений (σ_0), деформации разрушения (ε_*), и времени разрушения (t_*^e). (ε_*) и (t_*^e) для каждого уровня напряжений получались путем осреднения результатов трех опытов.

Таблица 1

Материал	Температура °С	Напряжение σ_0 , МПа	Деф. разр. ε_* , %	Время разр. t_*^e , С	m	$b \cdot 10^{14}$ МПа ^{-m} С ⁻¹
10ГН2МФА	1180	19,7	86	206	6,26	32,63
		22,2	90	190		
		24,2	88	158		
		26,1	92	127		

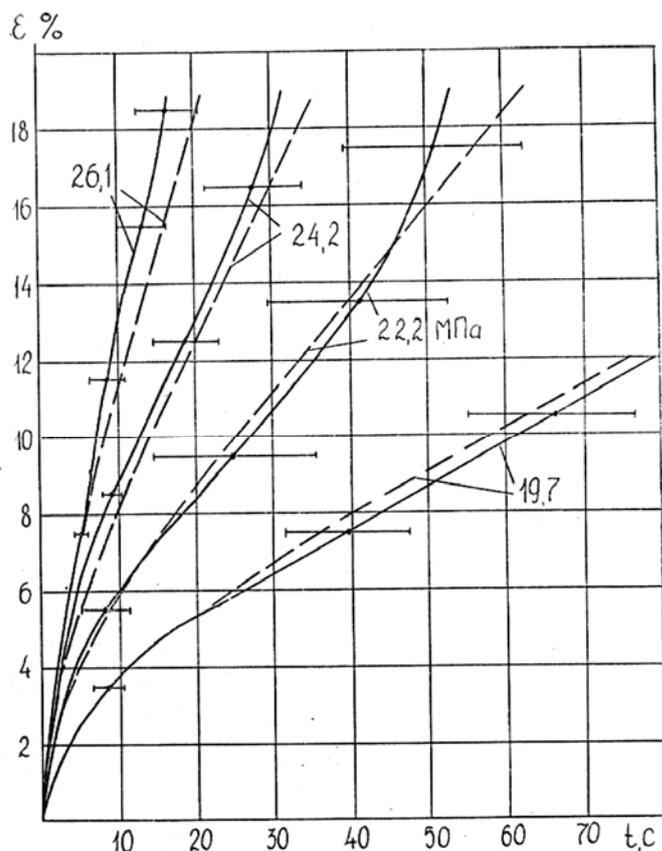


Рис. 1.

На рис.1 сплошными линиями построены осредненные экспериментальные кривые ползучести на которых ярко выражен участок упрочнения.

Как известно [1], при больших деформациях и наличии участка упрочнения, кривые ползучести хорошо описываются по теории упрочнения в формулировке:

$$\xi \bar{\varepsilon}^\beta = k \sigma^\nu, \quad (1)$$

где: β, k, ν – постоянные материала при определенной температуре, $\xi = \xi_0 / (1 + \varepsilon)$ – скорость логарифмической деформации, $\bar{\varepsilon} = \ln(1 + \varepsilon)$ – логарифмическая деформация, $\sigma = \sigma_0(1 + \varepsilon)$ – действительное напряжение, ε – обычная деформация ползучести, $\xi_0 = d\varepsilon / dt$ – скорость обычной деформации.

Методика определения постоянных материала β, k, v путем статистической обработки экспериментальных данных методом наименьших квадратов приведена в работе [2]. В таб.2 приведены значения постоянных полученные в результате обработки кривых ползучести при больших деформациях. Используя найденные значения постоянных, на рис.1 штриховыми линиями построены теоретические кривые ползучести по уравнению [1]:

$$t = \left\{ \int_0^{\varepsilon} [\ln(1 + \varepsilon)]^{\beta} d\varepsilon / (1 + \varepsilon)^{v+1} \right\} / (k\sigma_0^v). \quad (2)$$

Поврежденность материала приближенно может быть оценена на основе кинетического уравнения для сплошности (ψ):

$$d\psi / dt = -b(\sigma / \psi)^m, \quad (3)$$

где b, m – постоянные материала при определенной температуре.

Для сплошности имеем следующие условия (t_* - время разрушения):

$$\psi(0) = 1, \quad \psi(t_*) = 0. \quad (4)$$

Для определения постоянных b и m проинтегрируем (3) с учетом (4), получим:

$$\int_0^{t_*} (1 + \varepsilon)^m dt = [(m + 1)b\sigma_0^m]^{-1}. \quad (5)$$

Заменяя переменную интегрирования используя уравнение состояния (1), из выражения (5) имеем:

$$\int_0^{\varepsilon_*} [\ln(1 + \varepsilon)]^{\beta} (1 + \varepsilon)^{m-v-1} d\varepsilon = k\sigma_0^{v-m} / [(m + 1)b]. \quad (6)$$

Сопоставляя результаты i – го и j – го опытов, методом простой итерации вычисляется постоянная ($m_{ij}^{(n)}$) (n – номер итерации):

$$m_{ij}^{(n)} = v + \ln \left| \frac{\int_0^{\varepsilon_{*j}} [\ln(1 + \varepsilon)]^{\beta} (1 + \varepsilon)^{m_{ij}^{(n-1)} - v - 1} d\varepsilon}{\int_0^{\varepsilon_{*i}} [\ln(1 + \varepsilon)]^{\beta} (1 + \varepsilon)^{m_{ij}^{(n-1)} - v - 1} d\varepsilon} \right| / \ln \left| \frac{\sigma_{0j}}{\sigma_{0i}} \right|. \quad (7)$$

Для оценки значения m принимается среднее арифметическое результатов m_{ij} . Зная m , из уравнения (6) определяются величины b_i для i – го опыта. Их среднее арифметическое считается оценкой постоянной b . Значения постоянных b и m приведены в табл.1.

Уравнение состояния (1) не описывает третью стадию на кривых ползучести и не учитывает влияние поврежденности на ползучесть. Для устранения этих недостатков в уравнение состояния вводится параметр поврежденности [3]. При наличии участка упрочнения и когда деформация разрушения не зависит от начального напряжения, кинетические уравнения ползучести и длительной прочности имеют вид [2]:

$$\xi = a [\sigma / (1 - \omega)]^{m_1} \bar{\varepsilon}^{-m_2}, \quad (8)$$

$$d\omega / dt = b_1 [\sigma / (1 - \omega)]^{m_1}, \quad (9)$$

где a, b_1, m_1, m_2 – постоянные материала при определенной температуре, ω – параметр поврежденности ($\omega(0) = 0, \omega(t_*) = 1$).

Используя уравнения (8) и (9), после несложных преобразований получаются выражения для деформации разрушения и параметра поврежденности:

$$\bar{\varepsilon}_*^{m_2+1} = a(m_2 + 1)b_1, \quad (10)$$

$$\omega = (\bar{\varepsilon} / \bar{\varepsilon}_*)^{m_2+1}. \quad (11)$$

Сопоставляя результаты i -го и j -го опытов, постоянные m_1 и b_1 находятся как:

$$m_{1ij} = \ln \left| \frac{\int_0^{t_{*j}} (1 + \varepsilon_j)^{m_1} dt}{\int_0^{t_{*i}} (1 + \varepsilon_i)^{m_1} dt} \right| / \ln \left| \frac{\sigma_{0i}}{\sigma_{0j}} \right|, \quad (12)$$

$$b_{1i} = 1 / [\sigma_{0i}^{m_1} (m_1 + 1) \int_0^{t_{*i}} (1 + \varepsilon_i)^{m_1} dt]. \quad (13)$$

Значения m_{1ij} вычисляются численно для каждой пары опытов, а их среднее арифметическое определяет оценку m_1 . Для нахождения постоянной m_2 имеется выражение:

$$m_{2i} = \ln \left| 1 - [1 - (m_1 + 1)b_1 \sigma_{0i}^{m_1} \int_0^{t_{*i}} (1 + \varepsilon_i)^{m_1} dt]^{1/(m_1+1)} \right| / \ln |\bar{\varepsilon}_i / \bar{\varepsilon}_{*i}| - 1. \quad (14)$$

Оценкой m_2 является среднее арифметическое величин m_{2i} . Используя выражение (10), определяется постоянная a_i в i -м опыте:

$$a_i = b_1 \bar{\varepsilon}_{*i}^{m_2+1} / (m_2 + 1).$$

В отличие от известной методики определения постоянных a, b_1, m_1, m_2 [2], в данной работе используются кривые ползучести до разрушения и для вычислений необходимо провести интегрирование а не дифференцирование деформации ползучести, что повышает точность вычислений.

В табл.2 даны значения постоянных a, b_1, m_1, m_2 для ст.10ГН2МФА после обработки экспериментальных данных по предложенной методике.

Таблица 2

Материал	Температура °С	ν	β	$k10^{14}$ МПа $^{-\nu}$ С $^{-1}$	m_1	m_2	$a10^6$ МПа $^{-m_1}$ с $^{-1}$	b_110^5 МПа $^{-m_1}$ с $^{-1}$
10ГН2МФА	1180	6,78	1,07	6,97	1,48	0,7	3,46	1,3

Список литературы

1. Малинин Н.Н. Ползучесть в обработке металлов.- М.: Машиностроение,1986.-220 с.
2. Романов К.И. Механика горячего формоизменения металлов. - М.: Машиностроение, 1993.-242 с.
3. Работнов Ю.Н. Введение в механику разрушения. - М.: Наука,1987.- 97 с.

НАНОПОРОШКИ ОКСИДОВ МЕТАЛЛОВ, КАК КАТАЛИЗАТОРЫ ОКИСЛЕНИЯ МОНООКСИДА УГЛЕРОДА

Рустамова С. Т.

Институт Химических Проблем им. ак. М.Ф.Нагиева НАН Азербайджана, г.Баку
rsevil@rambler.ru

Современная энергетика, как зарубежных стран, так и нашей страны, основана преимущественно на потреблении углеводородных энергоресурсов.

На сегодняшний день развитые страны принимают серьезные усилия по поиску альтернативных возобновляемых экологически чистых источников энергии. Так, в последние годы наметился инновационный поворот к использованию более эффективного энергоресурса — водорода. Для использования водорода в качестве энергоносителя наиболее подходят топливные элементы (ТЭ), так как характеризуются высокими удельными мощностями на единицу массы и объема.

Водород получают путем очистки риформинг-газа, получаемого из доступного углеводородного сырья, от монооксида углерода, что обусловлено его отравляющим действием на электроды ТЭ.

Наиболее приемлемым химическим методом очистки является каталитический, основанный на реакциях водяного сдвига или реакции избирательного окисления СО.

Для получения более высоких показателей избирательности по отношению к СО необходимо создать катализатор с максимально низким температурным диапазоном работы, так как разница между рассчитанными изменениями энергии Гиббса двух реакций (окисления СО и Н₂) уменьшается с увеличением температуры.

Для проведения процесса избирательного окисления СО чаще всего используют нанесенные металлические и оксидные катализаторы, содержащие Pt, Pd, Au, Ag, Cu, Fe и т.д., а наиболее пристально изучаются двойные медно-цериевые системы, проявляющие высокую активность и избирательность.

В данном тезисе доклада сообщается об исследовании каталитической активности нанокатализаторов, приготовленные адгезионным методом, в реакции избирательного окисления СО.

Исследования каталитической активности нанокатализаторов следующего состава: $(x-1)ZrO_2 \cdot xCeO_2 \cdot yY_2O_3 \cdot 0,005CuO$, где $x = 0,075; 0,06$; $y = 0,01-0,1$, а также $Mn_xFe_yCo_zO_4$ показали высокую активность (100% конверсия СО) в реакции окисления СО при температурах 100 и 90⁰С. Более высокая активность Mn-содержащих катализаторов обусловлена более высокой накопительной ёмкостью по кислороду их кристаллической решетки.

В результате проведенных исследований предложены катализаторы вышеуказанного состава, имеющие более низкую стоимость, в первом катализаторе также за счет меньшего содержания активного компонента. Огромное преимущество этих катализаторов в том, что они позволяют отказаться от дорогостоящих активных компонентов (благородных металлов) и обеспечивают высокие показатели важных технологических характеристик процесса (100% конверсию СО). Исследования в данном направлении продолжаются.

ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ СИСТЕМ МОЛНИЕЗАЩИТЫ ПРОМЫШЛЕННЫХ ОБЪЕКТОВ

Троицкий О. А., Рябов Ю. Г., Ермаков К. В.

НПП «Институт ЭПДМ»,
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
ootroitsky@rambler.ru

Существует три основных вида молний: линейные, четочные и шаровые. К этому классу явлений относятся также коронный разряд («огни Святого Эльма»), разного рода газовые разряды (несамостоятельный, самостоятельный, тлеющий и дуговой), северное сияние трех видов (полос и дуг диффузного рассеянного свечения; короны и драпри, а также сполохов и языков), «электронный ветер» от Солнца в сторону Земли и другие явления (рис.1). Можно считать, что молнии, а также другие указанные электрические явления в близком окружении Земли являются периодическими прорывами к Земле и к ее термосфере основного вещества Вселенной – плазмы [1].

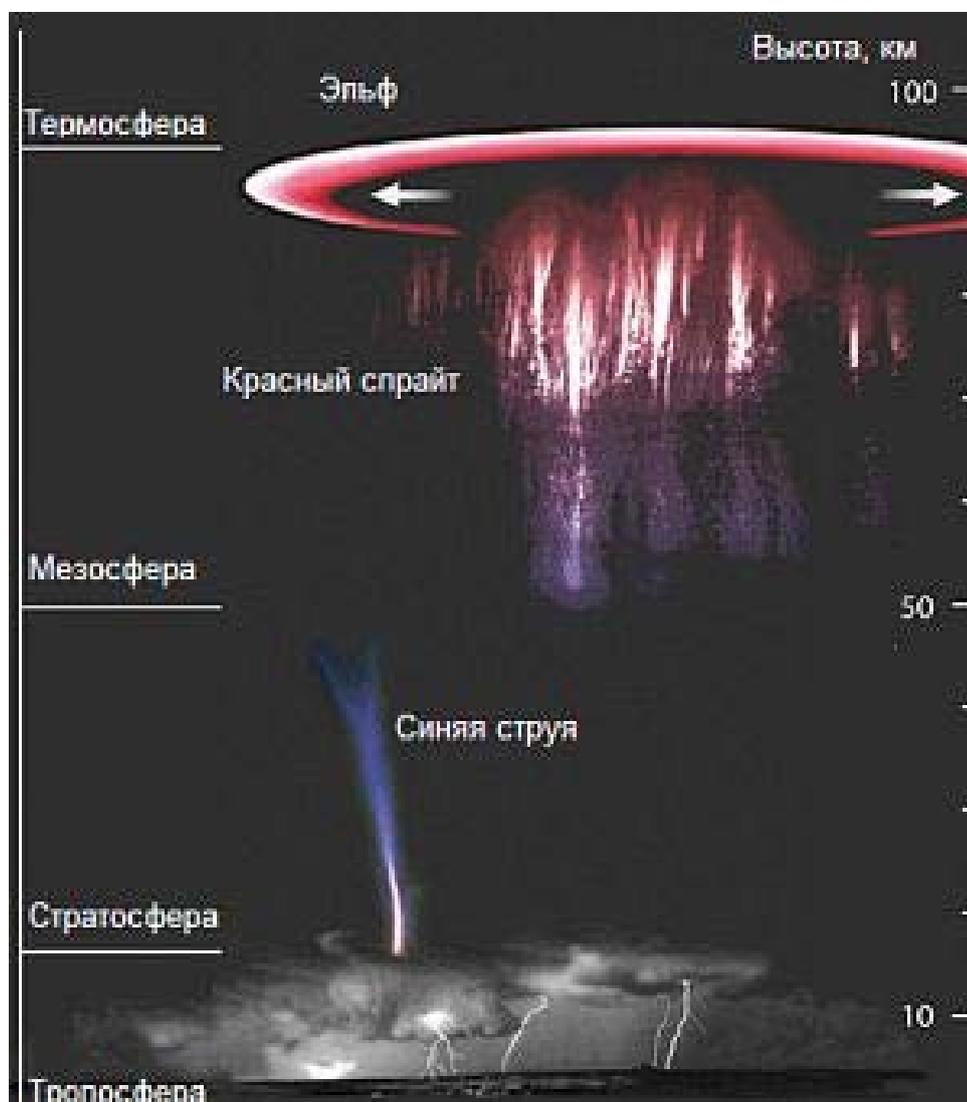


Рис. 1. Электрические явления вокруг Земли

В предгрозовых условиях облака в нижней части на 80% заряжаются отрицательным электричеством. Это вызывает между ними и Землей появление электрического поля (ЭП) высокой напряженности $E = 8-30$ кВ/м, которое индуцирует, в свою очередь, на поверхности

Земли заряды противоположного знака. После этого от облака ступенями начинает двигаться и развиваться нисходящий «лидер», подготавливающий канал будущей молнии путем его ионизации. В это же время на Земле на площади примерно $1,0-2,0 \text{ км}^2$ под облаками и, преимущественно, на высотных объектах под действием высокого напряжения $U = h \cdot E$ (где h – высота объекта) возникает коронный разряд, из которого может возникнуть и развиваться восходящий «лидер», который также продвигается ступенчатым образом, но только снизу вверх. Восходящие «лидеры» могут начинаться и от основания зданий. Их длина может достигать сотен и даже тысяч метров, пока они не встретятся с ниспадающими «лидерами» или напрямую с облаками. «Лидерные» разряды, таким образом, бывают ниспадающие и восходящие. Они приближаются друг к другу со стороны грозовых облаков и от Земли толчкообразно, ступенями и зигзагами, нащупывая пути легкой ионизации воздуха. Периодические остановки «лидеров» объясняются тем, что лавина ионизированного воздуха периодически выдыхается по энергии и истощается. Однако в общем электрическом поле за счет высасывания зарядов из объема туч вновь происходит усиление электрического поля в голове затормозившихся «лидеров», вновь возникает локальная концентрация электрического поля, что сопровождается ультрафиолетовым излучением, а также слабым рентгеновским излучением и возобновляет процесс ионизации воздуха. Ступенчатый стреловидный «лидер» вновь начинает движение с высокой скоростью, но уже в несколько ином направлении, в котором двум указанным факторам энергетически легче продолжать готовить плазменный канал будущей молнии. Небольшие отклонения от прежнего направления движения «лидера» могут происходить по причине конвективных потоков воздуха, неизбежных в грозовых условиях. Некоторые направления по сложившимся физическим условиям становятся для «лидера» тупиковыми. Тогда он прорывается в другом направлении, вновь индуцируя впереди себя мощное электрическое поле и два указанных излучения. Так «лидер», периодически останавливаясь на сотые и десятые доли секунды и вновь начиная движение с высокой скоростью порядка 10^7 м/сек , достигает какого-либо объекта на поверхности Земли или поверхности воды, либо, наконец, встречается с восходящим «лидером». С бока высотного объекта путем образования плазменного отростка может сформироваться мощный боковой восходящий «лидер». После встречи нисходящего и восходящего «лидеров» или по плазменным каналам отдельных «лидеров» начинается процесс быстрой нейтрализации зарядов, накопленных в облаках путем разряда молний. Сила тока каждой молнии может достигать значений в миллион ампер, но большей частью, это сотни кА. Длительность разряда молнии составляет примерно 100 мкс. Вслед за первым мощным импульсом тока по готовому плазменному каналу следуют без остановки несколько вторичных разрядов меньшей амплитуды, всего до 50 молний. Все молнии двигаются также зигзагами, повторяя путь ступенчатых «лидеров», расширяя лишь в десятки раз диаметр плазменного канала. Молнии могут быть как нисходящими, если их основной «лидер» развивался от облака к Земле, так и восходящими, если их «лидер» развивался со стороны Земли к облакам. При этом, чем выше высота объекта, тем заметнее доля восходящих молний. Так, например, если среди ударов в объект высотой 200 м доля восходящих молний составляет около 50%, то для Останкинской телебашни (высота которой составляет 540 м) их доля увеличивается до 90%. Это обусловлено тем, что во время грозы при напряженности ЭП 5 кВ/м потенциал на вершине башни составляет величину $Un = 5 \text{ кВ/м} \cdot 540 \text{ м} = 2,7 \cdot 10^6 \text{ В}$. Это приводит к стягиванию зарядов с окружающей башню площади Земли (обычно радиуса, равного высоте самой башни) и к формированию мощного заряда восходящей молнии.

Пинч-эффект является причиной возникновения так называемых четочных молний (рис.2) [1].



Рис. 2. Четочная молния.

Это более редкое явление, чем линейные и шаровые молнии. По свидетельству очевидцев (опрос проведен NASA), это особая форма линейной молнии, которая по каким-то причинам распадалась на глазах наблюдателей на крупные фрагменты или бусинки – ряд светящихся, выстроенных в ряд областей, разделенных темными перетяжками. Яркий канал линейной молнии виден, как известно, за много километров. Также далеко видна четочная молния. По нашим предположениям, четочная молния – это пережатая местами линейная молния за счет пинч-эффекта (ПЭ), его разновидностью Θ -пинч-эффектом, показанным на рис 3 [1].

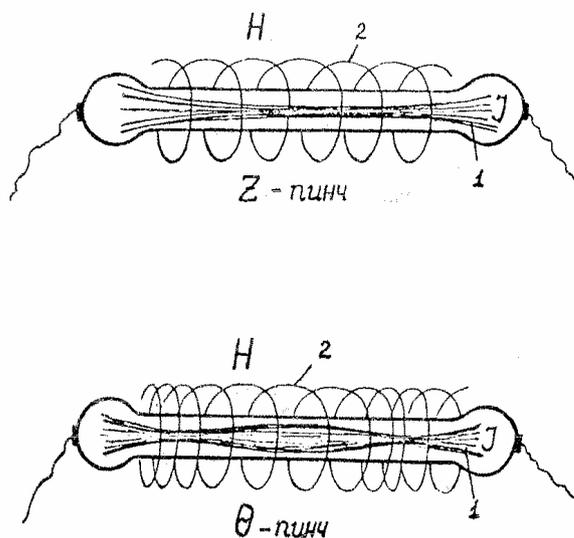


Рис. 3. Z- и Θ -пинч-эффекты.

1 – линии тока; 2 – линии магнитного поля.

Существует два вида пинч-эффекта, показанные на рис.3: Z- и Θ - ПЭ. Пинч-эффект действует на металлические элементы систем молниезащиты (МЗ) при экстремальных проявлениях молниевых разрядов (МР). Характерные результаты этих экстремальных проявлений необходимы для оценки надежности, порога пластической деформации металлических элементов конструкции МЗ и установления наличия побочных эффектов, которые могут привести к снижению заявленного ресурса конструкции.

Авторами моделировалось действие Θ – пинч-эффекта на плазму твердого тела в лабораторных условиях на металлических образцах, имея в виду то, что проводимость плазмы металла имеют одинаковый порядок величины. Длительность импульсов тока 10^{-4} сек, равную времени жизни одной молнии, легко создавать в лабораторных условиях. Амплитуда тока I_m составляла

величину от 200 кА до 1000 кА, или по плотности тока, имея в виду диаметр столба молнии 40–50 см, амплитудное значение плотности тока J_m должно составлять величину $(2-5) \cdot 10^4$ А/см², что также легко реализовать в эксперименте на металлических образцах.

В результате проведенных экспериментов на двойных образцах, имеющих деформируемую и недеформируемую часть, было установлено, что под влиянием пинч-эффекта (действия собственного магнитного поля тока, охватывающего проводник), происходит оттеснение электронов проводимости и линий тока от поверхности вглубь металла, как показано на рис.3а.

Возникающие при этом значительные механические напряжения, обусловлены влиянием поперечного поля Холла на ионный остов решетки. Они действуют в радиальном направлении и вызывают упругие колебания образца. Это, в свою очередь, вызывает интенсификацию и скачки пластичности металла даже если импульсы тока пропускаются в недеформируемой части двойного образца. Таким образом, пондеромоторный пинч-эффект импульсного тока существует в плазме твердого тела и даже вызывает пластическую деформацию металла, поскольку возникающие механические напряжения в металле в радиальном направлении достигают значений, превышающих предел текучести металла.

Оценим и сопоставим величину напряженности H собственного магнитного поля молнии с модельными опытами на пластичном металле, используя формулу $H = 2I_m/10R$, где I_m – ток молнии максимальных значений, достигающий величины 10^6 А, и R – радиус канала молнии 0,2–0,6 м (для расчетов принимаем 0,2 м). Подстановка численных значений дает для напряженности максимального значения $H = (0,8-1,0) \cdot 10^6$ А/м или примерно 10^4 эрстед. Давления p , возникающие в радиальном направлении, под влиянием пинч-эффекта определяются по формуле $p = 1,6 \cdot 10^2 \mu (J_m R)^2$ или $p = \mu H^2 / 8\mu$, где μ – магнитная проницаемость среды, равная примерно единице, и J_m – амплитудная плотность тока в канале молнии, равная примерно $8 \cdot 10^6$ А/м². Подстановка численных значений дает величину давления p со стороны собственного магнитного поля молнии на поверхность плазменного канала $4 \cdot 10^{13}$ дин/см², что достаточно для сжатия плазменного канала. Указанная величина, полученная нами расчетом, значи-

тельно превышает силу поверхностного натяжения вещества молнии σ , равную, по данным разных авторов, примерно 5 дин/см или $5 \cdot 10^3$ Н/м² [3,4]. Очевидно, что при $p \geq \sigma$ возможна перетяжка плазменного канала молнии, чем можно объяснить возникновение четочной молний, показанной на рис.2.

Как известно, струи поверхностной плазмы Солнца перетекают через силовые линии собственного магнитного поля, как через препятствия, оказывая на них давление и выталкивая магнитное поле, что, как известно, вызывает электромагнитное излучение (ЭМИ), доходящее до Земли [2–5]. Аналогичные процессы происходят при ударе и растекании молнии на Земле, как показано на рис.4.



Рис.4. Развитие искрового канала на грунте при молниевом разряде.

При этом возникают искровые разряды вдоль коммуникаций, «разлив» и дробление зарядов. Возникшие в последнее время новые подходы к решению проблемам внешней молниезащиты, включают в себя следующие мероприятия и действия материаловедческой направленности.

1. Установка «конкурирующих» молниеприемников (МП), которые позволяют надежно отвести последующие за главным МР менее мощные МР. Конкурирующие МП рекомендуется устанавливать на границах зон защиты, оцененных по методу защитных углов или катящейся сферы, приведенных в нормативных документах, а также в «благоприятных» местах на высотных объектах.

2. В случаях дорезонансных высот объектов рекомендуется применять МП рассеивающего типа «кактус» (DAS), создающего условия препятствования развитию коронного разряда вверх. Многочисленные иглы МП дробят восходящий разряд, излучая в окружающее пространство ток не более 1мкА, что меньше, чем требуется для развития коронного разряда и, соответственно, для появления встречного «лидера». Нисходящий ступенчатый или стреловидный «лидеры» такой МП не замечают, несмотря на большую высоту объекта, т.к. его многочисленные иглы нейтрализуют заряд, вызванный высоким потенциалом $U_n = hE$, и действуют подобно нейтрализатору статического электричества, применяемому в промышленности во многих технологических процессах. Одна из компаний США уже несколько десятилетий успешно применяет подобные системы под названием «Dissipation Array System (DAS)» на объектах в дорезонансных высотах.

3. После стержневого либо тросового МП все отводящие МР шины должны выполняться в форме гусиной лапки с предотвращением изгибов под большими углами, чтобы избежать деформаций и разрушений под действием пондеромоторных сил тока молнии. Шины, соединенные под прямым углом во всех элементах МЗ, должны иметь дополнительные крепления и закругления с обеих сторон угла по тем же причинам, а также во избежание паразитных ис-

крений, вызванных высокой скоростью нарастания тока (dI_m/dt) и высоким потенциалом пондеромоторных сил коммутационных устройств.

4. Для снижения деструктивных действия тока молний целесообразно применять в качестве молниеводного токоотвода медный толстый провод – катанку в стальной трубе. Целесообразно применять также металлическое остекление зданий, что уменьшает вероятность коммутационных процессов во время грозы.

5. Существующие в России конструкции внешней МЗ не отвечают современным требованиям по отводу токов молний. Импульсные токи молний за счет действия пинч-эффекта и пондеромоторных сил вызывают деформацию и разрушение токопроводящих материалов, нарушают контакт с почвой вертикальных и горизонтальных заземлителей, разрушают сами заземлители, особенно в местах их соединений с токоотводами. Рекомендуется поэтому, помимо указанных выше мощных медных токоотводов в стальных трубах, применять засыпку места контакта с почвой смесью отожженных металлических опилок и угля.

6. Эффективность системы МЗ, как известно, проверяется ежегодно по критериям параметров заземления. Однако этого не достаточно, т.к. параметры заземления могут быть в норме, а защищаемый объект, например, резервуар нефтеперерабатывающей станции (НПС), к которому подходят трубы, металлоконструкции, кабельные цепи и прочие проводящие коммуникации, могут иметь значительно лучшие параметры заземления. В этом случае основной защищаемый объект будет стягивать на себя заряды с большой площади Земли и создавать благоприятные условия для развития встречного лидера МР. Конкурирующие физические процессы могут вызывать удар молнии прямо в резервуар если не первой компонентой МР, то более вероятно последующими компонентами МР. Такая вероятность не упоминается и не обсуждается ни в одной из национальных программ МЗ и не содержится в нормативных документах (НД).

Приведенные результаты исследований и анализ проблем молниезащиты в случае их использования в практических целях позволят снизить вероятность прорыва молниеводного разряда (МР) в коммутации защищаемых объектов путем применения конкурирующих и рассеивающих молниеприемников, поглощающих заземлений и токоотводов, учета возникновения и действия пинч-эффекта и пондеромоторных сил тока молний во время МР с целью избежания процессов деградаций и разрушений систем МЗ. Рекомендации по организации контроля за условиями прорыва МР и возникновения сопутствующего электромагнитного излучения (ЭМИ) позволят защитить гражданские и военные объекты, а также персонал от действия указанных факторов. Необходимо проведение цикла НИОКР материаловедческой направленности для решения указанных проблем прочности и надежности внешних систем молниезащиты.

Список литературы

1. О.А.Троицкий, Молнии - оружие богов, М.1998г,РИЦ Информэлектро, с.56
2. А.Б. Прищепенко, Взрывы и волны (взрывные источники электромагнитного излучения радиочастотного диапазона), Изд. «БИНОМ»Лаборатория знаний,М.2008г,208 с
3. И.П. Стаханов, Физическая природа шаровых молний, М., Атомиздат,1979,240 с.
4. Б.М. Смирнов, Шаровая молния – что же это такое, ж Природа, 1987 г, №2, с.17-28.
5. Ю.Г. Рябов, Ю.И. Бочков. «Реализация экранирования трансформаторных п/станций, встроенных в здания» «Технологии ЭМС», №2(9), 2004, стр.45-50.

ЭФФЕКТЫ РАЗУПРОЧНЕНИЯ И ЛЕГКОГО ПРОБИТИЯ ПРЕПЯТСТВИЯ БЫСТРО ДВИЖУЩИМСЯ ОБЪЕКТОМ ПОД ВЛИЯНИЕМ УПРЕЖДАЮЩЕГО ЭЛЕКТРОННОГО ВПРЫСКА И ДЕЙСТВИЯ СИЛЬНО ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНОГО ВЕЩЕСТВА

Троицкий О.А., Зайцев С.В., Муминов Р. Р.

*Институт машиноведения им А.А.Благонравова
Научно-исследовательский институт ядерной физики МГУ;
otroitsky@rambler.ru*

При ударе высокоскоростного объекта о преграду электронная подсистема двигается по инерции вперед, в результате чего происходит разделение зарядов (см. рис.1).

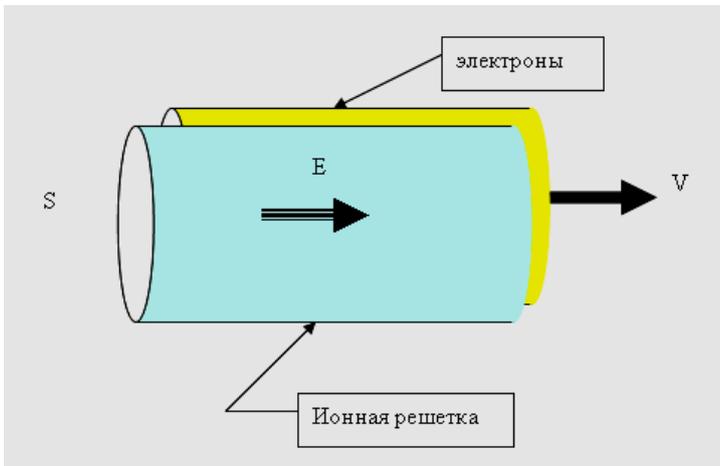


Рис.1. При ударе металлического цилиндра о преграду свободные электроны начинают колебаться относительно ионного остова.

дствуют «силы трения» вследствие наличия электросопротивления. Падение напряжения на длине цилиндра будет:

$$(dQ/dt)(\rho h/S) = hE_2,$$

где E_2 – напряженность «поля трения».

Ток в цилиндре будет:

$$I = dQ/dt = neuS,$$

где u – скорость электронов, F/m – ускорение электронов.

$$u = v_0 - \int_0^t (F/m) dt = v_0 - \frac{e}{mS\epsilon_0} \int_0^t Q dt - \frac{e\rho}{mS} Q, \quad dQ/dt = neS[v_0 - \frac{e}{mS\epsilon_0} \int_0^t Q dt - \frac{e\rho}{mS} Q].$$

Отсюда получаем после дифференцирования:

$$\frac{d^2Q}{dt^2} = -\frac{ne^2}{m\epsilon_0} Q - \frac{ne^2\rho}{m} \frac{dQ}{dt},$$

Решив это дифференциальное уравнение при учете начальных условий ($Q = 0$ при $t = 0$), получим зависимость тока от времени.

Можно ожидать, что подсистема свободных электронов будет совершать в момент удара быстрые затухающие осцилляции с частотой порядка 10^{13} – 10^{15} Гц и, соответственно, эффективно излучать электромагнитные волны. Плотность тока в амплитуде может достигать $\sim 10^{12}$ А/м². Этого обычно вполне достаточно для проявления электропластического эффекта [1–6]. Косвенным подтверждением правильности вышеизложенной теории являются испытания бронебойных пуль с электрондебетными (т. е. с «избытком» свободных электронов) вставками в головной части. Испытания проводи-

лись в рамках госбюджетной НИР на одном из полигонов отрасли обычных вооружений. Испытания проводились по стандартной методике с целью определения дальности 80% пробития типовой преграды опытными пулями с различными электрондебетными вставками (табл. 1) в сравнении с пулями серийных патронов. При этом для вариантов опытных и серийных патронов была подобрана масса порохового заряда, обеспечивающая одинаковую скорость пуль 829 м/с. Стрельба велась из автомата АК74. В начале испытаний была определена дальность 80% пробития $D_{80} = 390$ м для серийных патронов. Для испытаний опытных патронов дальность до преграды увеличили на 20% (470 м), а затем на 30% (510 м). По результатам стрельб на дальность 470 м были продолжены испытания вариантов №4, №5 и, факультативно, №3 опытных патронов (табл. 2).

Таблица 1. Краткие сведения о поступивших на испытания патронах

Вариант патрона	Электрондебетная вставка	Масса вставки, г	Масса порохового заряда, г
1	Порошок на основе Nd-Fe-B немагнитный	0,056	1,38
2	Порошок на основе Nd-Fe-B намагнитный	0,056	1,38
3	Порошок на основе Та и Ti	0,044	1,38
4	Порошок сплава Вуда	0,160	1,39
5	Порошок сплава Розе	0,156	1,39
серийный	—	—	1,37

Таблица 2. Пробивное действие пуль серийных и опытных патронов

Дальность фактическая, м	Патрон	Вариант	Число зачетных выстрелов	Число пробитий	Процент пробитий, %
380	серийный	—	10	10	100
389 (D_{80})	серийный	—	10	8	80
470 ($1,2D_{80}$)	опытный	1	10	6	60
	опытный	2	10	4	40
	опытный	3	10	7	70
	опытный	4	10	8	80
	опытный	5	10	10	100
510 ($1,3D_{80}$)	опытный	3	7	2	30
	опытный	4	10	3	30
	опытный	5	10	6	60
	серийный	—	9	0	0

В объеме проведенных испытаний получены следующие результаты:

1) на дальности 470 м пули опытных 5,45-мм патронов при стрельбе из АК74 показали пробиваемость: вариант №1 — 60%, вариант №2 - 40%, вариант №3 - 70%, вариант №4 - 80%, вариант №5 - 100%;

2) на дальности 510 м пули опытных 5,45-мм патронов при стрельбе из АК74М показали пробиваемость: вариант №4 — 30%, вариант №5 — 60%, пробиваемость пулями серийных патронов на той же дальности — 0%.

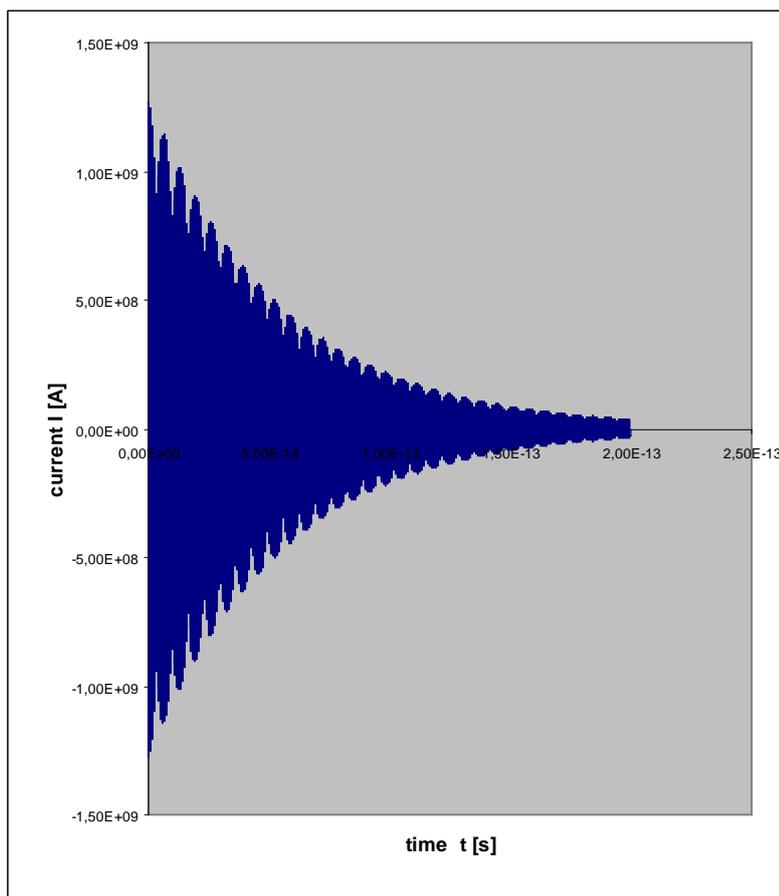


Рис. 2. Зависимость тока от времени

Таким образом, пули с электрондебетными вставками в головной части, обладающие свойствами упреждающего электронного впрыска, в присутствии сильной поверхностно-активной среды показали большую пробивную способность, чем обычные пули.

Список литературы

1. О.А. Троицкий, Электромеханический эффект в металлах, Письма в ЖЭТФ, 10, 18-22(1969).
2. К. Okazaki, М. Kagawa, Н. Conrad, Электромеханический эффект в металлах. Ser. Met., 12, 1063 (1978)
3. К. Okazaki, М. Kagawa, Н. Conrad, Ser. Met., 13, 277 (1979)
4. К. Okazaki, М. Kagawa, Н. Conrad, Ser. Met., 13, 473 (1979)
5. Ю.В. Баранов, О.А.Троицкий, Ю.С. Аврамов и А.Д. Шляпин, Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы, М., Монография, Изд-во МГИУ, 843
6. О.А.Троицкий, Ю.В.Баранов, Ю.С.Авраамов и А.Д.Шляпин, Физические основы и технологии обработки современных материалов (теория, технологии, структура и свойства), Монография, Изд-во РХД, АНО ИКИ, г Ижевск, т. I 590 стр, т. II 467 стр, ISBN 5-939-335-7.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ЖЕЛЕЗНИКЕЛЕВОГО СПЛАВА

Троицкий О. А., Сташенко В. И.

ИМАШ РАН, Москва, Россия
oaTroitsky@mail.ru, ssv568@mail.ru

Воздействия электрическими и магнитными полями на металл при его деформации позволяют углубить представления о физической природе твердого тела, а также дают возможность управлять его формообразованием. Эти внешние воздействия не являются высокоэнергетическими и не превышают 10^{-4} эВ в расчете на один атом.

Значительный эффект наблюдается при действии импульсного тока высокой плотности в процессе пластической деформации металлов и сплавов, когда в зону деформации вводится импульсы тока длительностью порядка 150–200 мкс, амплитудной плотностью 10^3 А/мм², частотой следования до 10^3 Гц (в зависимости от скорости прохождения заготовки через зону деформации). В этом случае сопутствующий нагрев заготовки не превышает 100–200°С. Эффект действия импульсного тока объясняется его как бы силовым влиянием на пластическую деформацию металла по каналам электронной подсистемы – электронным «ветром» на дислокации при пластической деформации [1,2], с передачей дислокациям импульсов силы и энергии; через решетчатую подсистему металла – посредством создания вибраций решетки, подобной действию ультразвука за счет пинч-эффекта (пондеромоторного действия тока собственным магнитным полем) [3, 4]; посредством механизма спинового резонансного разупрочнения металлов, имеющих количество примесей (до 1 %).

В результате спиновой конверсии происходит допиннинг (открепление) дислокаций от точек закрепления в виде примесей [5,6]. Указанные эффекты вносят кооперативный вклад в электропластическую деформацию (ЭПД), создавая электропластический эффект (ЭПЭ), имеющий технически большое значение.

В работе изучалась электропластическая деформация прокаткой полос железоникелевого сплава толщиной порядка ~1 мм, шириной ~3 мм, длиной ~300 мм, с подачей импульсного тока в зону деформации.

Использовалась обычная скорость прокатки 0,4 м/с, подбирались режимы импульсного тока по параметрам амплитуды тока, длительности импульсов и частоты следования импульсов, при которых получается максимальная остаточная пластичность полос и максимальная их длина после 8 прокаток с единичными обжатиями примерно 6–8%, что оценивалось сразу путем измерений длины и ширины полос, а также их остаточной пластичности с помощью испытательной машины на растяжение с определением относительного удлинения образцов до разрушения, а также микротвердости на микротвердомере.

Использовался генератор импульсов тока при тех же механических режимах. Исследовалось влияние униполярных импульсов тока и биполярных импульсов тока. Используя результаты предыдущих опытов по режимам импульсного тока, способам его подведения в зону деформации и характера пропускаемого тока, установлено влияние на получаемую длину образцов (пластичность и остаточную пластичность при последующих механических испытаниях полос) по факторам:

- скорость прокатки, начиная с 0,1 м/с и до 1 м/с;
- величины единичных обжатий, начиная со значений 2–3% и до значений 15–16% с шагом по 3%.

Было установлено, что наибольший эффект ЭПД наблюдается тогда, когда пропускаемый через зону деформации импульсный ток имел полярность от отрицательного полюса к положительному полюсу вдоль направления прокатки. Обратная поляр-

ность, т.е. от положительного полюса к отрицательному вдоль направления прокатки давала меньший эффект ЭПД, что являлось еще одним подтверждением нетепловой полярной природы ЭПЭ, основанной на тепловом действии тока при пластической деформации металла.

При исследовании частотной зависимости ЭПД было установлено, что наиболее оптимальная частота следования импульсов тока лежит в пределах 300–500 Гц. Отмечались также результаты отдельных экспериментов, когда ЭПД при 1000 Гц приводила к увеличению ширины полосы для образцов, вырезанных вдоль направления прокатки листа. Толщина полосы в результате ЭПД уменьшалась практически для всех применяемых частот импульсного тока, что указывает на снижение эффекта прокатки.

Исследования влияния длительности импульсов показали следующие результаты: для образцов, вырезанных вдоль прокатки, эффект ЭПД по длине образца был выше при длительности импульсов 220 мкс, чем для образцов, вырезанных поперек прокатки. Все примененные длительности импульсов в пределах 80–280 мкс давали примерно одинаковый результат. Тем не менее, можно отметить, что эффект ЭПД в ширину для образцов, вырезанных вдоль прокатки, был выше при длительности 100 мкс, а для вырезанных поперек прокатки – при длительности 280 мкс. ЭПД по толщине для всех образцов был выше при длительности 280 мкс.

Весь диапазон амплитуд плотности тока от 600 до 1200 А/мм² дал практически одинаковый результат.

Сопоставительные исследования влияния на ЭПД униполярных и биполярных импульсов тока на увеличение продольной деформации полос дал практически одинаковый эффект. Вместе с тем, наблюдалось усиление ЭПД действия биполярных импульсов тока на увеличение ширины и уменьшение толщины полосы.

Исследования влияния скоростных режимов ЭПД показали следующие результаты: ЭПД по удлинению образцов в пределах скоростей деформации от 0,1 до 0,6 м/с был примерно одинаковым, а ЭПД по уширению полос было тем больше, чем выше скорость деформации.

Полученные результаты использовались при ротационной вытяжке цилиндров из железоникелевого сплава толщиной до 2 мм. Импульсный ток (минус источника) подводился к обойме с шариками и к оправе. Охлаждение и смазка зоны деформации осуществлялись минеральным маслом. За 10 проходов заготовки удлинились на 450–500% без отжигов. Такая технология является энергосберегающей и повышающей производительность оборудования.

Таким образом, ЭПЭ при ОМД на макроуровне проявляется в снижении сопротивления металла деформированию на 25–30% (что регулируется, в частности, по снижению на указанную величину потребления электроэнергии приводами станков), увеличении его пластичности, включая остаточную, на десятки процентов, в улучшении структуры, текстуры и фазового состава материала. В частности, при волочении с током повышается степень совершенства аксиальной текстуры проволоки, вызывающее снижение ее электрического сопротивления, а также при прокатке, волочении и вытяжке нержавеющей сталей практически полностью подавляется аустенитно-мартенситное фазовое γ - α -превращение, что делает ненужными операции дорогостоящих и энергоемких аустенизирующих отжигов заготовок, повышая производительность.

Список литературы

1. Кравченко В.Я. // ЖЭТФ. – 1966. – Т.51. № 6 (12). С.1676.
2. Троицкий О.А. Электромеханический эффект в металлах, ж. Письма в ЖЭТФ, 1969. – Т.2. - № 10. С.18-22.
3. Батаронов Н.Л., Горлов С.К., Ращупкин А.М. // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. 1992. - № 6. – С.105.
4. Головин Ю.И., Киперман В.А. // Физика и химия обработки материалов. 1980. - № 4. – С.26. 176

5. Молоцкий М.И. // ФТТ. - 1991. – Т.33. - № 10. – С.3112.
6. Molotskii M. and Fleurov V. Magnetic effects in electroplasticity of metals, Physical Review B, 1996, v73, № 1, p.11.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА И СЕРИЙ ИХ СЛЕДОВАНИЯ НА ВЕЛИЧИНУ СОПРОТИВЛЕНИЯ МЕТАЛЛА ДЕФОРМИРОВАНИЮ

Сташенко В. И., Троицкий О. А.

ИМАШ РАН, Москва, Россия
ssv568@mail.ru, otroitsky@mail.ru

Создание и внедрение перспективных технологий с применением внешних энергетических воздействий при пластическом формоизменении заготовок требует дальнейших исследований по изучению как эмпирических закономерностей, так и выявлению основных физических механизмов процессов, протекающих в материалах при действии электрических полей и токов.

Включение импульсного тока при пластической деформации сопровождается обычно скачком деформации, величина которого зависит как от структуры металла и величины, предшествующей деформации, так и от параметров тока. Прямое доказательство нетеплового действия импульсов тока получено в [1-3] при исследованиях полярности действия тока на пластическую деформацию, в работах [4-6] при корректном отделении эффекта от тепловой части действия тока.

Включение импульсного тока в процессе активной деформации образцов [1,5] или ползучести [4,6] приводят, как правило, к скачкообразному приращению деформации и связанному с этим скачку деформационного усилия. Зависимость этого эффекта от амплитуды I_m и длительности t_n носит пороговый характер [1,3]. Порог по I_m лежит на уровне 250–400 А/мм² для различных металлов, а по t_n на уровне 50–100 мкс. Эффект увеличивается с ростом I_m и t_n , а также с ростом частоты тока [7]. Встречные импульсы могут мешать друг другу в их действии на пластическую деформацию металла [8], а действие парных импульсов зависят от времени между импульсами в паре [4]. Значительно сильнее проявляют себя серии из 10-20 импульсов, пропускаемые через деформируемый металл с достаточным интервалом времени для накопления незавершенных сдвигов [9].

Отмеченные особенности электронно-пластического эффекта (ЭПЭ) естественно объяснить увлечением дислокаций электронами проводимости в направлении тока [10]. Однако действие тока на дислокации, участвующие в пластической деформации, не эквивалентно только применению к ним дополнительного механического напряжения [11]. Более значительный безактивационный вклад тока состоит в том, что под влиянием импульсов тока наиболее неравновесные группы дислокаций положительного знака открепляются от препятствий безактивационным путем, чему также способствует инерционный эффект Гранато [11]. При этом резко возрастают силы, действующие на дислокации в направлении тока. Группы же дислокаций отрицательного знака открепляются от стопоров только термофлуктуационным путем. К тому же это открепление затрудняется встречным током. При деформации происходит упрочнение материала, что препятствует появлению новых неравновесных групп дислокаций. Время формирования таких групп t_f [11] после микропластической деформации, вызванной очередным импульсом тока, с ростом общей деформации увеличивается. Наибольшее действие импульсный ток оказывает к приходу каждого из последующих импульсов, когда появ-

ляются неравновесные группы дислокаций. Этому условию удовлетворяют только n первых импульсов тока.

Разнесение импульсов и действие их сериями меняет энергетический и силовой характер импульсного тока на пластическую деформацию металла. Группа из m импульсов с одинаковыми I_m и t_m , следующих друг за другом через одинаковые интервалы t_n , образуют серию. Если $m=2$, а интервал t_n уменьшается и $t_n < t_m$, то действие пары импульсов приближается к действию одиночного удвоенной длительности [2,12]. При увеличении t_n характер действия импульсов меняется. В спектре энергетического воздействия появляются «лепестки» распределения энергии разной интенсивности. Дальнейшее увеличение m импульсов в серии сужает «лепестки», превращая их в линии (рис.1,а,б). С увеличением числа импульсов в серии эффективность действия импульсов снижается по сравнению с действием первого импульса серии. Серией импульсов тока можно моделировать эквивалентность силового действия одиночного импульса тока нужной интенсивности. Необходимое число импульсов в серии и время пауз между сериями можно оценить, используя параметр времени элементарных актов пластической деформации металла и по условиям деформирования.

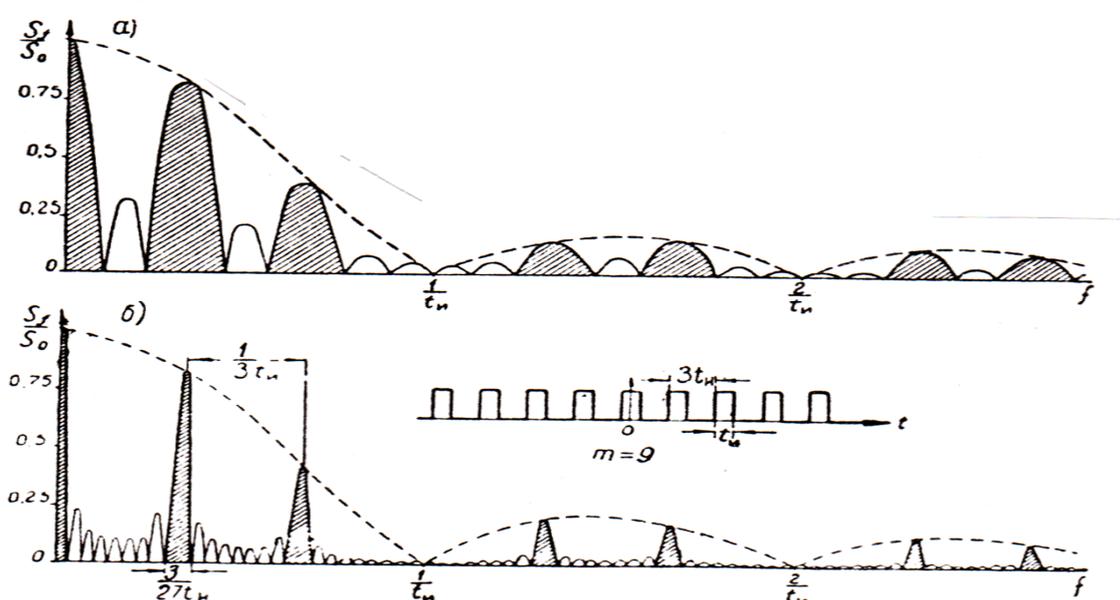


Рис. 1. Деление энергетического спектра воздействия на «лепестки» малой и большей интенсивности: S_f/S_0 – относительная величина модуля спектральной функции импульса; а) $m = 3$, б) $m = 9$.

Список литературы

1. Троицкий О.А. // Письма ЖЭТФ, 1969, т.10, № 1. С.18-20.
2. Троицкий О.А., Спицын В.И., Сташенко В.И. // ДАН. 1978. Т.241, № 2. С.349-352.
3. Зуев Л.Б., Громов В.Е., Курилов В.Ф., Гуревич Л.И. // ДАН. 1978. Т.239, № 1. С.84-86.
4. Сташенко В.И., Троицкий О.А. // ДАН. 1982. Т.267, № 3. С.638.
5. Okazaki K., Kagawa M., Conrad H. // Scr. Metall., 1978, v.12, p.1063-1068.
6. Silveira V.L.A., Porto M.F.S. // Ibid., 1981, v.15, p.945-950.
7. Троицкий О.А., Спицын В.И., Сташенко В.И. // ДАН. 1981. Т.256, № 5. С.1134-1137.
8. Троицкий О.А., Спицын В.И., Калымбетов П.У. // ДАН. 1980. Т.253, № 3. С.638.
9. Троицкий О.А., Моисеенко М.М., Спицын В.И. // ДАН. 1984. Т.274, № 3. С.587-590.
10. Кравченко В.Я. // ЖЭТФ. 1966. Т.56, № 6. С.16-76.
11. Рощупкин А.М., Троицкий О.А., Спицын В.И. и др. // ДАН. 1986. Т.286, № 3. С.633-636.
12. Ицхоки Я.С. Импульсное устройство. М.: Советское радио. 1959, 728с.

ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОВЕРХНОСТИ ФЕРМИ НА ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В МЕТАЛЛАХ

Троицкий О. А.

*НИИ «Институт ЭПДМ», Москва, Россия,
otroitsky@rambler.ru*

Рассмотрено действие «электронного ветра» облучательного происхождения (ускоренными электронами) и «электронного ветра» электронами проводимости токового происхождения под влиянием приложенных электрических напряжений на поведение дислокаций и пластическую деформацию металла с учетом электрических и тепловых свойств дислокаций, включая их электрическое сопротивление. Проведен анализ существующих теорий взаимодействия «электронного ветра» с дислокациями и с источниками дислокаций. Детально рассмотрена роль поверхности Ферми в электропластическом эффекте (ЭПЭ) [1]. Возможность противоположного явления – оттеснения свободных электронов из зоны деформации дислокациями при скоростном деформировании волочением проволоки металла через узкую фильеру, получившего название электронного деформационного эффекта (ЭДЭ), существующего также по причине инерционного отставания электронов от ионного остова решетки при ускоренном движении последнего внутри деформирующей волоки (электронный инерционный эффект Стюарта-Толмэна отрицательного знака). Можно предположить, что ЭДЭ возникает и существует при работе современных скоростных прокатных и волочильных станов, хотя этот вопрос детально еще не исследовался.

Первые проведенный нами совместно с В.Г.Рыжковым исследования показали, что в динамическом режиме при скоростном волочении медной и вольфрамовой микропроволоки возникает «электронная подушка» непосредственно перед входом микропроволоки в волоку, что, возможно, облегчает сверхскоростное деформирование и других металлов, например, суперскоростное волочение стальной кордовой проволоки.

Рассмотрено также электропластическое действие упреждающего электронного впрыска (УЭВ) под влиянием эффекта Стюарта-Толмэна положительного знака при резком торможении металла (пули), летящего со сверхзвуковой скоростью, на сверхскоростное деформирование и пробитие мишени (листа броневой стали). Установлено, что эффект пластифицирующего действия УЭВ усиливается в присутствии сильно поверхностно-активных веществ (ПАВ), в качестве которых могут использоваться легкоплавкие эвтектики из электрондебетных сплавов (ЭДС).

Рассмотрено влияние электрического тока на формирование и трансформацию дислокационных скоплений. Механизм избирательного теплового действия тока на дислокации как на локальные неоднородности структуры присутствует во время электропластической деформации металла (ЭПДМ), но он не является определяющим механизмом ЭПЭ и ЭПДМ, поскольку по расчетам создаваемые импульсами тока локальные тепловыделения и изменения температуры в районе ядра дислокаций незначительны - $2 \cdot 10^{-20}$ Дж и $(0,17-0,2)^\circ\text{C}$ соответственно, что недостаточно для стимулирования пластической деформации металла по механизму термофлуктуационного преодоления дислокациями препятствий в своих плоскостях скольжения.

Существующие теории взаимодействия «электронного ветра» с дислокациями В.Я.Кравченко и В.Д.Фикса, частично объясняют ЭПЭ в части его скоростной зависимости. Однако зависимости ЭПЭ от величины длительностей импульсов тока и влияние собственного магнитного поля тока (через механизм пинч-эффекта) не получают объяснения в рамках этих теорий. Теория ЭПЭ А.М. Рошупкина и Л.Н. Батаронова о действии «электронного ветра» на временно заторможенные скопления дислокаций в этом смысле более плодотворна. В рамках этой теории, в частности, может быть объяснено

сильное влияние на величину ЭПЭ парамагнитных примесей через механизм спинового разупрочнения металлов.

Что касается влияния на величину ЭПЭ поверхности Ферми, то важным являются следующие обстоятельства и особенности строения электронного энергетического спектра металлов:

а) большинство металлов имеют сложный характер проводимости, имея электронную и «дырочную» изоэнергетические поверхности, которые, смещаясь в разные стороны под влиянием электрического поля, передают дислокациям импульсы силы и энергии в противоположных направлениях;

б) в процессе электропроводности, сопровождающую ЭПЭ, происходит смещение фермиевских электронов по нормали к поверхности Ферми, причем доля таких электронов, передающих импульсы силы и энергии на дислокации, возрастает с увеличением площади Ферми, а также с увеличением степени ее закрытости; в этом смысле металлы 1-й группы Cu, Ag и Au, имеющие систему сфер («пузо»), соединенных между собой узкими перемычками («шейками») закрытости; являются прекрасными объектами для исследования ЭПЭ;

в) ЭПЭ подобно электронной теплоемкости пропорционален $\int dS_f/V$, где dS_f – элемент площади поверхности Ферми и V – объем, охватываемый поверхностью Ферми; наличие у поверхности Ферми многочисленных замкнутых фрагментов в виде «раковин», «линз», «игл», «сигар», а также «вмятин», гофров и перемычек типа «шеек», ориентированных малыми осями по полю E , усиливает ЭПЭ, примером чего является цинк и, в меньшей степени, кадмий;

г) удельная поверхность Ферми $\int dS_f/V$ играет важную роль в величине ЭПЭ; фермиевские электроны и «дырки», как известно, фактически не покидают верхний уровень поверхности Ферми, мигрируя по ее поверхности, поэтому, чем больше поверхность Ферми металла S_f и ее удельный вес $\int dS_f/V$ по отношению к объему, охватываемому изоэнергетическим объемом, тем больше должен быть ЭПЭ, поскольку возрастает суммарный импульс силы и энергии, передаваемый от «электронного ветра» на дислокации. В указанном выше ряду металлов 1-й группы ЭПЭ должен возрастать с переходом от меди к золоту.

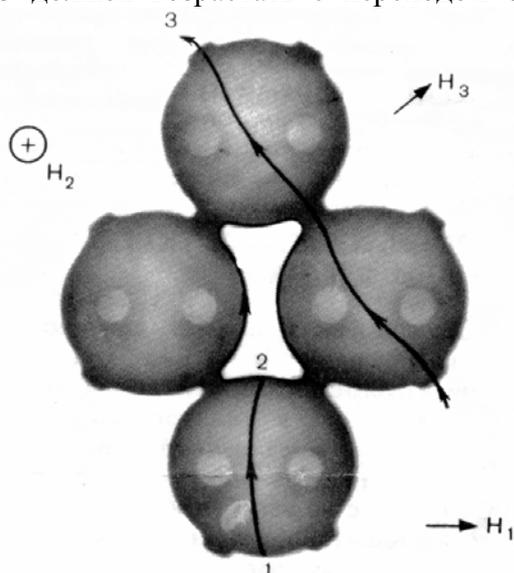


Рис. 1. Поверхность Ферми меди, серебра и золота

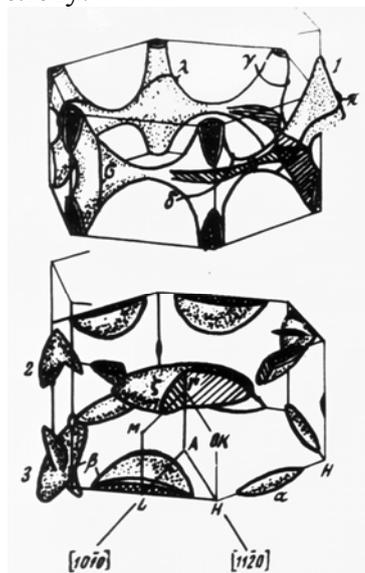


Рис. 2. Поверхность Ферми цинка:
а) открытая «дырочная» (2-я зона)
б) замкнутая электронная

1. О.А. Троицкий, Электромеханический эффект в металлах, Письма в ЖЭТФ, 10, 18-22(1969).

ВЛИЯНИЕ НА ДЕФОРМАЦИЮ И ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ ДЕЙСТВИЯ ПИНЧ-ЭФФЕКТА ИМПУЛЬСНОГО ТОКА

Троицкий О. А., Правоторова Е. А.

Институт машиноведения им А.А.Благонравова РАН, Москва, Россия,
otroitsky@rambler.ru

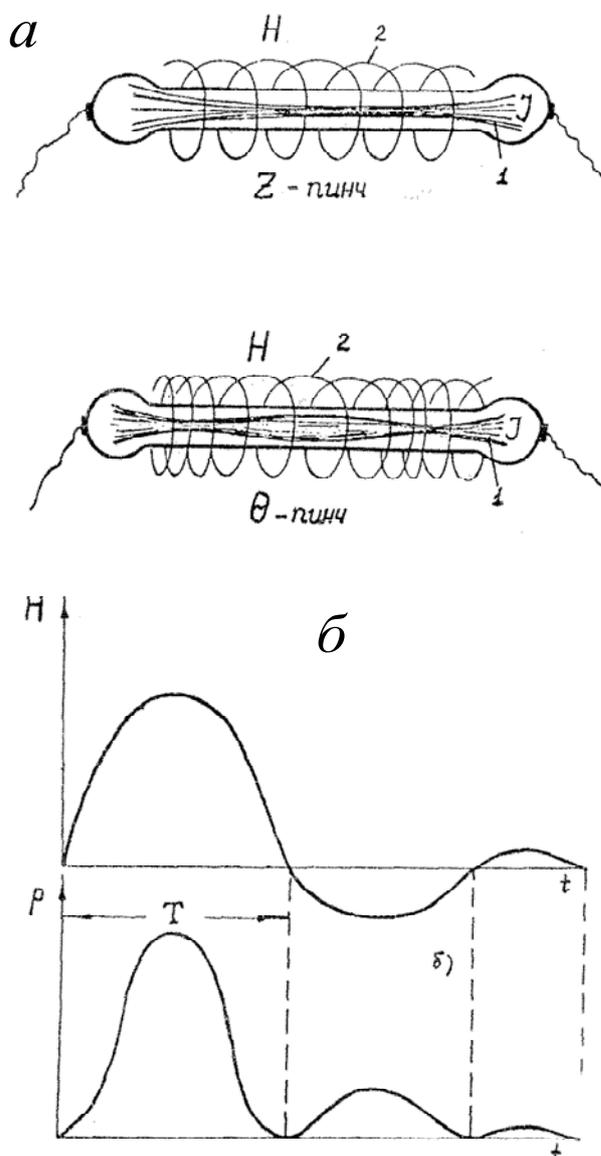


Рис. 1. а – Z- и Θ -пинч-эффекты. 1 – линии тока внутри образца; 2 – линии магнитного поля вокруг образца. б – Изменение напряженности собственного магнитного поля образца с током (а) и сопряженного с ним динамического пинч-эффекта (б)

Пинч-эффект является пондеромоторным электромеханическим явлением. В его основе лежит взаимодействие тока с вызванным им магнитным полем. В проводниках или в элементах машины, по которым проходят импульсы тока длительностью $\tau = 10^{-4} - 10^{-3}$ сек величиной по плотностям тока $J_m = 10^4 - 10^6$ А/см², возникают колебания и вибрации проводника с частотой посылок тока ν (от единиц до сотен и тысяч Гц). Величины возникающих при этом механических напряжений на проводнике в радиальном направлении, пропорциональны квадрату силы тока I^2 или квадрату плотности тока J_m^2 . Возможные технологические применения пинч-эффекта относятся к области силового действия тока и не связаны с тепловыми эффектами действия тока: Джоуля – Ленца, Пельтье, Томсона (смещения зоны нагретости в направлении действия тока) и других. Термин «пондеромоторный» происходит от латинского слова *ponderis* – вес и *motor* – приводящий в движение. На основе пондеромоторных сил тока можно создавать узлы машин и механизмов нового типа, приводимые в движение пинч-эффектом. Кроме того, в состоянии регулируемой вибрации импульсами тока можно интенсифицировать и управлять пластической деформацией металла и прочностью кристаллов. Можно влиять также на фазовые превращения в металлах и сплавах [1].

Физическая картина электродинамического пинч-эффекта заключается в том, что под влиянием собственно-

го магнитного поля тока, которое кольцевыми линиями охватывает проводник с током, происходит оттеснение электронов проводимости и линий тока от поверхности вглубь металла, что противоположно скин-эффекту. Происходящая при этом поляризация электронной системы металла в приповерхностных областях приводит к возникнове-

нию поперечного электрического поля Холла, которое начинает препятствовать дальнейшему сжатию электронной плазмы металла и становится причиной появления собственного магнитного поля тока на проводник в радиальном направлении.

Первопричиной возникновения пинч-эффекта является сила Лоренца, которая действует со стороны собственного магнитного поля тока на электроны, движущиеся с дрейфовыми скоростями $v_e = J_m / et$ (где J_m – амплитудная плотность тока, e и m – заряд и масса электрона), на электронную плазму или «электронный ветер» с отжиманием последнего к оси.

Механические напряжения от пинч-эффекта различны для разных металлов. В статическом пределе сдвиговые напряжения, создаваемые пинч-эффектом, постоянны по сечению проводника и определяются по формуле $\sigma_p = \kappa J_m^2 R^2 / c^2$ где κ – коэффициент, определяемый формой проводника, коэффициентом Пуассона и действующими системами скольжения дислокаций, равный примерно 0,5. В силу квадратичной зависимости σ_p от плотности тока J_m и от радиуса образца R (в общем случае – поперечного его размера) в определенных условиях и при специальных режимах тока динамический пинч- эффект может стать доминирующим фактором в суммарном эффекте действия тока при ЭПДМ, оказывая существенное влияние на фазовые превращения и прочность кристаллов.

Скорость диффузии магнитного поля определяет, помимо пинч-эффекта, величину скин-эффекта, также сопутствующего действию импульсного тока. Прохождение импульса тока по проводнику начинается всегда с поверхностных слоев металла. Объемный ток запаздывает по отношению к полному току на величину времени τ затухания магнитного поля в образце, которое определяется по формуле

$$\tau = 4\pi\lambda R^2 / c^2 \mu ,$$

где λ – проводимость металла; μ – геометрический фактор, равный 3,8; c – скорость света; R – радиус образца. Из последней формулы следует, что с понижением температуры, вследствие роста λ , динамический пинч-эффект может усиливаться. Поэтому электропластическую деформацию металла (ЭПДМ) с участием пинч-эффекта целесообразно проводить без нагрева металла.

Другой практический вывод касается крутизны фронтов импульсов тока. Дело в том, что скин-эффект, величина которого зависит от скорости диффузии магнитного поля внутрь металла, определяет крутизну фронтов импульсов тока, проходящих по металлу. Этот эффект может вызвать кратковременные повышения плотности тока на поверхности проводника, повторяющиеся при каждом очередном импульсе тока, если отношение длительности фронтов импульсов t_f ко времени затухания магнитного поля τ сделать меньшим 2 , т.е. если создать условия для выполнения неравенства $n = t_f / \tau < 2$, что может быть полезным для ЭПДМ волочением проволоки с целью снижения сил трения в волоке.

Учитывая то, что параметр τ зависит исключительно от природы металла, а параметр t_f может зависеть также от условий эксперимента и режимов ЭПДМ, в частности, от индуктивности проводов, подводящих ток от генератора импульсного тока к зоне деформации металла во время ЭПДМ, эффективное управление скин-эффектом с соблюдением приведенного неравенства можно осуществлять варьированием параметром длительности переднего фронта импульсов t_f в сторону его уменьшения. Указанное обстоятельство необходимо учитывать проектировщикам и изготовителям генераторов импульсного тока для целей ЭПДМ, закладывая в их конструкции и схемы возможность варьирования параметром t_f в широких пределах, например, от 10^{-6} до 10^{-5} сек, т.е. не менее чем на порядок величины.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВА, ПОДВЕРГНУТЫХ РКУ-ПРЕССОВАНИЮ.

Бетехтин В. И., Кардашев Б. К., Кадомцев А. Г., Нарыкова М. В.

УРАН Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, .Санкт-Петербург, Россия,
andrej.kadomtsev@mail.ioffe.ru

В работе рассматриваются данные о влиянии высокого гидростатического давления (до 1.5ГПа) на структуру и механические свойства чистого алюминия и его сплава со скандием, подвергнутых предварительно 1-8 проходам РКУ-прессования. Определялось изменение после приложения давления упруго-пластических свойств (в первую очередь – модуля упругости) и долговечности при испытаниях в режиме ползучести при 493К.

Известно, что в процессе РКУ-прессования происходит, помимо измельчения структуры, образование границ с большими разориентациями (особенно при большом числе проходов) и зернограничной нанопористости. Как показано в [1], долговечность образцов чистого алюминия и его сплава со скандием снижается при увеличении числа проходов, в связи с этим, в работе ставится задача выявить возможные факторы, приводящие к ухудшению механических свойств. В этом плане гидростатическое давление дает возможность дифференцированно влиять на разные структурные параметры. Известно, что дислокационная структура (включая блочную и зерненную алюминия) не изменяется при воздействии гидростатического давления используемой в данной работе величины, а пористость уменьшается весьма существенно [2].

Полученные результаты говорят о том, что приложение гидростатического давления приводит к росту долговечности образцов при их последующим испытаниям в режиме ползучести и росту модуля упругости. Однако, это возрастание недостаточно для объяснения наблюдаемого снижения долговечности, особенно при большом числе проходов. В связи с этим, выдвигается предположение, что в процессе РКУ-прессования реализуются два фактора, приводящие к снижению ряда механических характеристик. Во-первых, это нанопоры, которые образуются при большинстве режимов РКУ-прессования в весьма значительном количестве (доли процента по объему) и являются зародышами для развития трещин при последующем нагружении материала. Во-вторых, это границы с максимальными значениями разориентации (десятки угловых градусов) и, особенно, тройные стыки, где возможна локализация напряжений.

В пользу такой трактовки говорит то, что при увеличении числа проходов происходит как увеличение числа границ с большими разориентациями (и самих разориентаций), так и последовательное снижение долговечности образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 09-02-00596-а).

Список литературы

1. В.И. Бетехтин, А.Г. Кадомцев, V. Sklenicka, I.Saxl ФТТ, **49**, 10 (2007)
2. В.И.Бетехтин, М.М.Мышляев, А.И.Петров,. ФММ, 1973, т.36, стр.863-865.

ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Куксенко В. С., Дамаскинская Е. Е., Кадомцев А. Г., Томилин Н. Г.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия,
kat.dama@mail.ioffe.ru

Работа посвящена исследованию влияния условий деформирования на процесс разрушения гетерогенных материалов, в данном случае, горных пород. Интерес к этой проблеме связан с тем, что в естественных условиях на горные породы действуют многие факторы: всестороннее давление; давление жидкости, заполняющей поры; давление вышележащих пластов. Кроме того, во многих регионах Земная кора рассечена многочисленными разломами, по которым может происходить проскальзывание (stick-slip), и трещинами, которые являются концентраторами напряжений. Лабораторные эксперименты позволяют дифференцировать влияние каждого фактора на развитие разрушения.

В работе проведен анализ накопления дефектов в экспериментах 3 типов: I – деформирование изначально целых образцов в условиях управляемого режима нагружения; II – деформирование водонасыщенных образцов; III – деформирование образцов, моделирующих stick-slip.

Во всех экспериментах на установке, подробно описанной в [1,2], деформировали цилиндрические образцы гранита Вестерли ($h = 190.5$ мм, $d = 76,2$ мм). Образцы находились в условиях всестороннего давления ($P_c = 50$ МПа) и одноосного сжатия. В процессе эксперимента измерялись осевая нагрузка, продольная и поперечная деформации. Для наблюдения за дефектообразованием использовалась акустическая эмиссия (АЭ). С помощью 6-канальной системы регистрировались импульсы АЭ. Каждый сигнал в базе данных характеризуется временем излучения, 3 координатами и амплитудой, приведенной к референс-сфере радиуса $R_f = 10$ мм. Приведенная амплитуда не зависит от геометрии расположения пьезопреобразователей и может служить энергетической характеристикой сигнала. Точность определения координат гипоцентров сигналов АЭ составляет ≈ 3 мм во всем объеме образца, для более, чем 10^5 сигналов.

I. Деформирование изначально целых образцов в условиях управляемого режима нагружения

Главной особенностью экспериментов I типа является режим нагружения: осевая нагрузка изменяется таким образом, чтобы активность АЭ сигналов определенной амплитуды не превышала заранее установленного уровня. Такой режим позволил растянуть времени обычно быстропротекающую очаговую стадию и детально исследовать ее.

Обнаружено, что на начальной стадии дефекты образуются дисперсно. Затем наблюдается локализация, формируется очаг, из которого распространяется макроразрыв. Таким образом, в данных экспериментах разрушение происходит по двухстадийному механизму [4].

II. Деформирование водонасыщенных образцов

Для исследования роли воды в развитии разрушения образец до начала опытов был полностью насыщен водой. В ходе эксперимента образец деформировали в условиях постоянного всестороннего давления 50 МПа, вода нагнеталась под давлением 1 МПа. Дискретными шагами задавалась осевая деформация.

Представляло интерес проследить картину накопления дефектов в периоды времени, когда деформация и нагрузка оставались практически неизменными. Были вы-

браны три этапа: на I этапе нагрузка составляла 76 % разрушающей, на II этапе – 86 % и на III этапе – 95 %.

На I этапе мы наблюдали дисперсное образование дефектов, а затем локализацию. То есть картина такая же, как и в предыдущем эксперименте. Как показано в [1], на этом этапе при увеличении нагрузки происходит «выдавливание» воды из образца. В результате материал в центральной части образца оказывается сухим, и картина развития разрушения соответствует закономерностям разрушения сухого образца.

На II и III этапах нагружения картина принципиально изменяется. Не наблюдается локализация, дефекты образуются дисперсно во всем объеме образца. Мы полагаем, что это связано с наличием воды в материале образца. На основании этих экспериментов можно сделать предположение о том, что роль воды состоит в следующем:

1. Вода заполняет все уже имеющиеся в материале по всему объему дефекты типа трещин, пор, капилляров. Эти дефекты распределены дисперсно по объему образца.

2. Как известно [5], гидролитический механизм значительно уменьшает энергию активации процесса разрушения.

3. Рост заполненных водой трещин сопровождается выделением упругой энергии, которую система регистрации АЭ не фиксирует. При скачкообразном увеличении деформации образуются новые трещины, что сопровождается резким увеличением активности АЭ. Эти трещины распределены хаотично по всему образцу. Затем в условиях практически постоянной деформации происходит постепенное заполнение новых трещин водой.

4. В результате получаем сильно поврежденный материал, который разрушается при приложении нагрузки меньшей величины, чем в экспериментах с сухим образцом.

Таким образом, происходит изменение механизма разрушения. Если в сухих образцах дефекты, имеющиеся в образце до начала нагружения, не играют существенной роли в развитии процесса разрушения, то в водонасыщенных образцах их влияние оказывается наиболее существенным.

III. Деформирование образцов, моделирующих stick-slip

Эксперименты проводили в условиях постоянной скорости деформации, гидростатического давления и одноосного сжатия. На первом этапе эксперимента в целом образце под действием приложенной нагрузки сформировали излом. Затем всестороннее давление было увеличено в 2 раза (до 100 МПа) и продолжено нагружение. В результате удалось получить практически классическую картину, моделирующую stick-slip. Уникальность этих экспериментов состоит в том, что условия для сдвига не были созданы заранее, а получились естественным образом (как в Земной коре).

Обнаружено, что непосредственно перед проскальзыванием АЭ-сигналы являются практически равномерно. Появление сигналов АЭ с относительно большой амплитудой интерпретируется как разрушение мощных стопоров. За время между этими событиями продолжалось деформирование образца, накапливалась упругая энергия, увеличивались напряжения. Когда величина напряжения достигла величины, достаточной для разрушения следующего стопора, происходил его срыв. Каждый следующий стопор мощнее предыдущего (на это указывает возрастающая амплитуда АЭ сигнала). Когда же был разрушен последний стопор, произошел stick-slip.

Таким образом, при деформировании образца, имеющего разлом, происходит разрушение стопоров, находящихся на берегах разлома. Последовательность их разрушения определяется геометрией и мощностью (т.е. напряжением, необходимым для срыва стопора).

Результаты

1. При деформировании сухих изначально целых образцов разрушение развивается по двухстадийному механизму: дисперсное накопление дефектов, локализация и развитие очага.

2. При деформировании водонасыщенных образцов происходит изменение механизма разрушения. Наиболее существенным оказывается влияние дефектов, имеющихся в образце до начала нагружения.

3. При разрушении по механизму stick-slip происходит разрушение стопоров, находящихся на берегах разлома. Поэтому для понимания развития таких процессов в Земной коре необходима информация о топографии разломов, которую можно получить методами зондирования.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 09-05-00639 –а) и ФЦП государственный контракт № 02.740.11.0315.

Список литературы

1. S. A. Stanchits, D. A. Lockner, and A. V. Ponomarev Anisotropic Changes in *P*-Wave Velocity and Attenuation during Deformation and Fluid Infiltration of Granite. // Bulletin of the Seismological Society of America, Vol. 93, No. 4, pp. 1803–1822, August 2003
2. Н. Г. Томилин, Е. Е. Дамаскинская, П. И. Павлов. Разрушение горных пород как многоуровневый процесс. // Физика земли, 2005, N 8, с. 69-78.
3. Мячкин В.И., Костров Б.В., Соболев Г.А., Шамина О.Г. Лабораторные и теоретические исследования процесса подготовки землетрясения. // Изв. АН СССР. Физика Земли. – 1974. – № 10. – С. 2526-2530.
4. Kuksenko V., N. Tomilin, E. Damaskinskaya, and D. Lockner, A two-stage model of fracture of rocks. // Pure Appl. Geophys.- 1996. - v.146, N2 - p.253-263.
5. Берштейн В.А., Никитин В.В., Степанов В.А., Шамрей Л.М. Гидролитический механизм разрушения стекла под нагрузкой. // ФТТ. – 1973. – Т. 15. – Вып. 11. – С. 3260-3265.

АВТОГЕНЕРАЦИЯ КОЛЕБАНИЙ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ДИАПАЗОНА НА УРОВНЕ НАНОСТРУКТУРЫ СТАЛИ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Кольцун Ю. И.¹, Хибник Т. А.¹, Шептунова Н. А.², Арестова М. А.²

¹ ГОУ ВПО «Самарский государственный аэрокосмический университет имени академика С.П.Королева» (СГАУ), г.Самара, Россия,
koltoun_y.i@mail.ru

² Институт энергетики и транспорта СГАУ, г.Самара, Россия.

Траектория роста усталостной трещины определяется развитием области пластических деформаций в её устье как в глубь материала вдоль нормали к поверхности, так и в противоположных направлениях, перпендикулярной этой нормали. В этом случае фрактографический рисунок линии фронта усталостной трещины в зависимости от факторов внешнего воздействия становится различным. Фрактография траектории линии фронта усталостной трещины наиболее наглядна при испытаниях стальных образцов по типу III ГОСТ 25.506-85г. Как известно, определение коэффициента интенсивности напряжений в таких образцах основано на определении осредненной глубины усталостной трещины по пяти точкам на дугообразной линии фронта.

Испытания образцов из стали 45 и легированного сплава 30ХГСА на сервогидравлической машине INSTRON-8800 в условиях сложного сопротивления при внецентренном растяжении с коэффициентом асимметрии 0,1...0,2 на различных частотах внешнего нагружения от 19,5 Гц до 100 Гц [1] на базе $(50...150)10^3$ циклов показали, что линии фронта первоначальной усталостной трещины, после которой происходит лавинообразное разрушение, имеют характерный гармонический рисунок. На рис.1 представлены фотографические изображения изломов испытанных образцов, на которых цифрой 1 обозначена усталостная (медленнорастущая) трещина, цифрой 2 – зона интенсивного разрушения или магистральная трещина, цифрой 3 – зона долома.

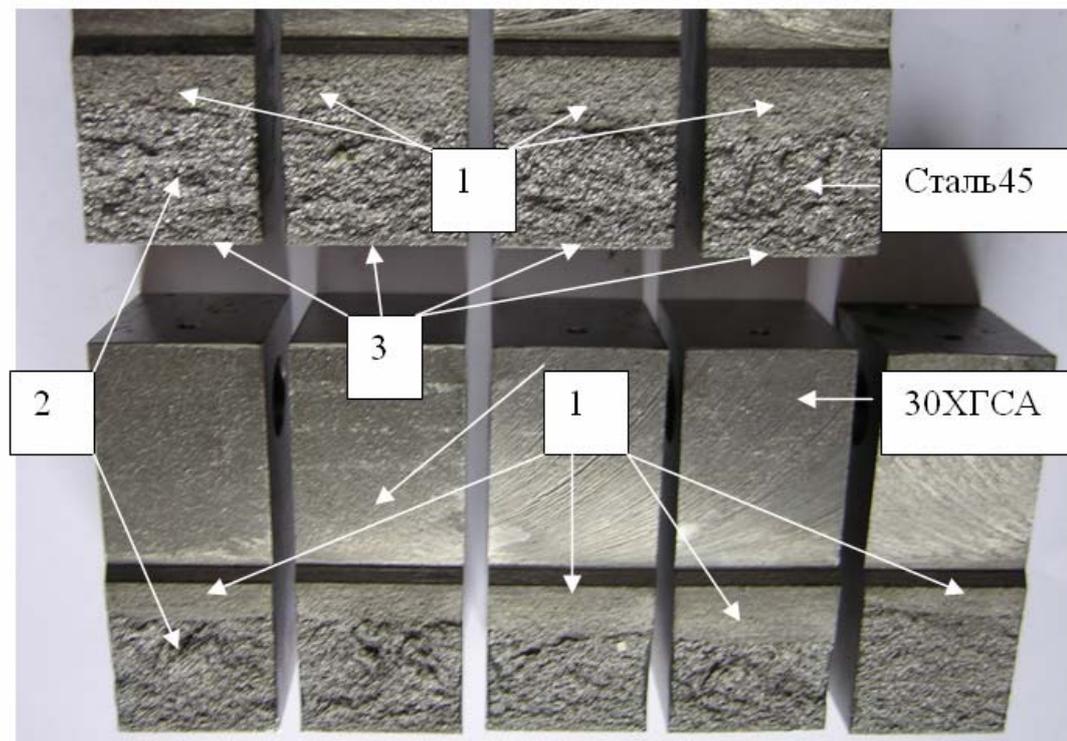


Рис. 1

На рис.2 изображено графическое обобщение линий фронта усталостных трещин на основании многочисленных испытаний. Видно, что рисунки линии фронта этих трещин не просто различный, а, в зависимости от частоты внешнего нагружения, подчиняется гармоническому закону. Очевидно, что область пластических деформаций на линии фронта медленнорастущей усталостной трещины чувствительна к гармоническим колебаниям, причина которых пока неизвестна.

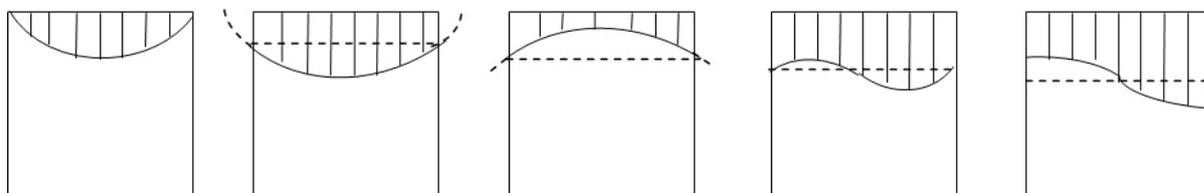


Рис. 2

Наиболее яркая тому иллюстрация – область пластических деформаций 1 в зоне так называемого «раструба» [1] на боковой поверхности образцов и область долома 2 с ярко выраженным пластическим шарниром в виде волнообразной поверхности на образце из сплава АК25, испытанного на кафедре СМ СПбГПУ [2] при вариации частоты внешнего нагружения (см. рис. 3, а,б). На рис. 3,а можно также видеть оптически поля-

ризованные волны в тонком поверхностном слое на гладкой боковой поверхности испытанного образца. Данная картина, возможно, является результатом проявления поверхностных волн Рэлея [3,4,5], в условиях циклического внецентренного нагружения образца.

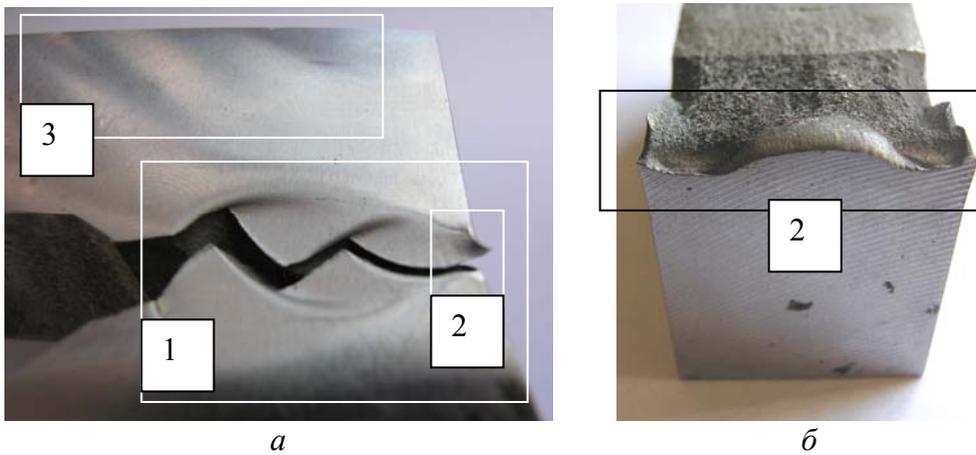


Рис. 3

На рис. 4 приведена иллюстрация боковой поверхности образца из сплава 30ХГСА при частоте испытаний 75Гц. На рис. 5 – его компьютерная обработка с указанием перемещения нейтральной линии при внецентренном циклическом нагружении в случае увеличения глубины усталостной трещины от 0 до 5,5 мм.



Рис. 4

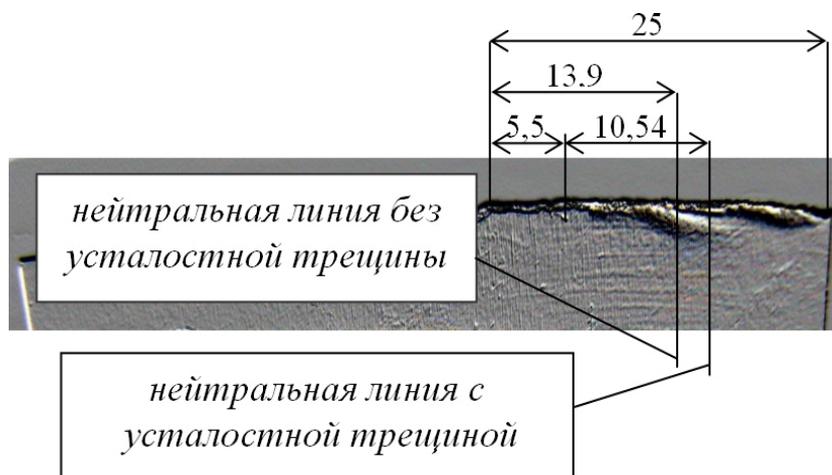


Рис. 5

Возникает вопрос: что является причиной формирования гармонически волнообразных поверхностей в зонах пластических деформаций и волнообразных линий фронта усталостных трещин, которые, в зависимости от частоты внешнего нагружения, как бы смещаются относительно вертикальной осевой линии рабочего сечения с уменьшением или увеличением «периода»? Первый ответ опирается на несоответствие скорости пластических деформаций, связанной со структурой материала, и частоты внешнего нагружения. Однако, данный ответ не объясняет гармонически волнового характера объемного распределения пластических областей. Поэтому авторы произвели соответствующие замеры амплитуд и периодов волнообразных зон пластических деформаций и вычислили частоту ν собственных колебаний элементарных частиц в этих зонах, а также период T и полную энергию колебаний U . По полученным значениям частот ν фрактальных зон вычислили перемещения ξ_{cm} по направлению действия деформаций при внешнем циклическом нагружении по известным формулам теорий упругости и колебаний и силы F вызывающие эти перемещения. Из результатов расчетов следует, что волнообразные линии фронта усталостных трещин и волнообразные поверхности в зонах раструбов на боковых поверхностях образцов являются результатом колебаний элементарных частиц на наноструктурном масштабном уровне. При этом их перемещения ξ_{cm} , или можно сказать амплитуда, составляет от $0,004 \cdot 10^{-9} м$ до $0,123 \cdot 10^{-9} м$, а силы, их вызывающие – от $15,41 \cdot 10^{-12} Н$ до $1,15 \cdot 10^{-12} Н$. Величины этих значений свидетельствует о том, что амплитуда колебаний нано зон соответствует как межатомным расстояниям и расстояниям групп атомов, так и размерам кристаллов и групп кристаллов стали 45 и сплава 30ХГСА, а силы F , их вызывающие, эквивалентны силам Ван-дер-Ваальса. Причем, частота ν этих колебаний соответствует диапазону ультразвука.

Следовательно, при изменении частоты внешнего нагружения от 19,5 Гц до 100 Гц на уровне наноструктуры материала стали 45 и сплава 30ХГСА происходит автогенерация колебаний ультразвукового диапазона, с амплитудой от тысячных до десятых долей нанометров, вызывая тем самым, на макро уровне движение линии фронта усталостной трещины по гармоническому закону. Данные выводы позволяют в будущем рассматривать усталостное разрушение металлов как результат взаимодействия автогенерируемых волновых процессов на наноструктурном масштабном уровне, наглядно проявляющихся в зонах интенсивных пластических деформаций на макро уровне. Это позволит прогнозировать вероятную поверхность рельефа усталостного разрушения и управлять распространением усталостной трещины, максимально используя несущую способность материала деталей машин.

Список литературы

1. Соппротивление материалов. Учебное пособие/ Под ред. Б.Е.Мельникова – СПб.: Издательство «Лань», 2003. – 528с.
2. Кольцун Ю.И., Мельников Б.Е., Хибник Т.А., Прохоров А.А. Влияние частоты и нагрузки на волновые деформационные процессы при многоциклового усталости//Вестник Самарского гос. аэрок. ун-та.– 2009. – № 3. Ч. 2. – С.274-282.
3. Гольдштейн Р.В. Волны Рэлея и резонансные явления в упругих телах // Прикл. Математика и механика. 1965. Т. 29. № 3. С. 516-525.
4. Гольдштейн Р.В. О поверхностных волнах в соединенных упругих материалах и их связи с распространением трещин по линии соединения // Прикл. математика и механика. 1967. Т. 31. В. 3. С. 468-475.
5. Гольдштейн Р.В. Поверхностные волны и резонансные явления в упругих телах. 1996г. <http://www.pereplet.ru/obrazovanie/stsoros/212.html>

КООПЕРАТИВНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАЗНОМАСШТАБНЫХ СТРУКТУР ПРИ РАЗРУШЕНИИ

Кудря А. В.

НИТУ "МИСиС", Москва, РФ,
AVKudrya@misis.ru

Из геометрии кристаллической решётки может последовать два элементарных способа образования новых поверхностей (разрушение): либо поэтапный разрыв атомных связей, как правило, по некоторой кристаллографической плоскости – скол, либо скольжение вдоль некоторой плоскости – пластический сдвиг (срез). Если при разрыве связей расходятся и «берега» трещины, пластическая деформация не обязательна, поэтому скол – это хрупкое разрушение. Когда образование новых поверхностей происходит в результате скольжения, разделение на части наступает после большого пластического сдвига, чему сопутствует большая работа пластической деформации, поэтому срез – разрушение вязкое.

Два элементарных акта разрушения (образование новой поверхности в масштабах решетки, начиная от 1...100 нм) - скол и срез в сложном взаимодействии дают наблюдаемое множество микроскопических процессов разрушения, обусловленное разнообразием микроструктур материала. Взаимодействие многих элементарных очагов разрушения (мезоскопический масштаб явления) в среде с неоднородной структурой последовательно выводит разрушение к его конечному макроскопическому результату – трещине.

Скол необратим, прямые наблюдения на односторонней фольге с излома [1] показали, что зеркально гладкий при низких температурах скол монокристалла молибдена – правильная лестница с наноступеньками (высотой 10...20 нм), перпендикулярными фронту трещины. Это следы скольжения, а правильные ряды сформировавшихся их дислокаций наблюдаются на глубине 2...20 мкм под поверхностью скола. В изломе скол представляет собой скопление, как правило, упорядоченных (по определённой кристаллографической плоскости) фасеток, на поверхности которых видны следы выхода дислокаций (речной узор). Размер фасеток скола связан со структурой сложным образом [2], например, в нашем случае увеличение поперечника зерна аустенита не всегда соответствовало увеличению масштабов фасеток.

В том случае, когда пластическая деформация минимальна, скол трансформируется в квазискол, он характеризуется большим (на порядок и выше) разбросом размеров фасеток, расположенных менее упорядочено, без признаков речного узора на их поверхности.

У скола есть альтернатива – хрупкое зернограничное разрушение из-за зернограничных сегрегаций в пределах твёрдого раствора в моноатомном слое, охрупчивающем уже при его заполнении на 5 % [3]. Существуют критерии выбора между вскрытием зернограничной фасетки и сколом зерна в смешанном изломе [4] и распространением трещины, если не все фасетки охрупчены.

Развитие хрупкого разрушения возможно, когда есть очаговая трещина критического размера $d_{кр} \geq \pi(K_{IC} / \sigma_T)^2 / 2$, где K_{IC} – вязкость разрушения; σ_T – предел текучести. В условиях хладноломкости при одинаковой доле ζ зернограничной составляющей в изломе, там, где наблюдаются скопления зернограничных фасеток величина $d_{кр}$ достигается быстрее (по сравнению с рассеянным характером их распределения). Это, в частности, позволило объяснить, почему температурная зависимость доли зернограничной составляющей $\zeta(T)$ в изломах ударных образцов стали 15X2НМФА, прямо не связана с падением ударной вязкости при понижении температуры испытания [5]. Различ-

ная география и морфология хрупкой составляющей в изломе от образца к образцу отражает неоднородность структур ликвации и сопутствующий этому разброс вязкости.

Отличие вязкого разрушения от хрупкого - в масштабах пластической деформации (на 2–3 порядка и более). Пластическая деформация в объеме образца достигая своего предельного значения становится неустойчивой и локализуется в шейке. Её последующее вязкое разрушение определяется присутствием в материале субмикронных (0,1...1 мкм) частиц: оксидов, нитридов, силикатов, сульфидов. В их окрестности накапливается «критическая масса» дислокаций, достаточная либо для скалывания самих частиц, либо скола по поверхности раздела фаз (отслоение их от металла) вследствие чего образуются поры. Они в процессе последующей деформации вытягиваются, перемычки между соседними порами утоняются, образуя после разрушения срезом ямки, которые сливаются в единую наклонную трещину пилообразного излома [6].

При случайном расположении включений ямки обычно подразделяют на равноосные сферические и параболические [7]. Прямые измерения геометрии представительной выборки ямок вязких изломов нескольких групп сталей показали [8], что в простейшем (квадратичном) приближении ямка – это параболоид вращения $y = c(x^2 + z^2)$, «обрезанный сверху» плоскостью мезоступени пилообразного излома, наклоненной под углом $\alpha = \arctg(H/V)$, где H и V – ее высота и ширина.

Ямки становились более плоскими и приобретали линзообразную форму с увеличением их диаметра. Уменьшение величины коэффициента в уравнении параболы, описывающей вертикальное сечение ямки, при переходе от мелких к крупным ямкам, отражает нарушение закона геометрического подобия. Чем больше отношение глубины ямок к их ширине, тем больше раскрытие от среза их бортов и выше уровень вязкости разрушения [9].

Развитие вязкого разрушения определяется также особенностями геометрии размещения неметаллических включений. Частный случай неоднородности их размещения - скопления субмикронных частиц по границам перегретого зерна аустенита мезомасштаба (поперечником ~ 100...300 мкм и выше). В изломе им отвечают грубые зернограничные фасетки с микровязким строением поверхности.

Прямые измерения геометрии ямок выявили [8] различия в их строении в центре и на периферии зернограничной фасетки. Также было показано, что морфология ямок зависит от ориентации зернограничного кластера частиц макроплоскости излома (с увеличением угла наклона площадки, на которую действуют внешние механические напряжения, повышается доля касательных напряжений и вклад микропластической деформации в разрушение). Это позволило предложить возможный сценарий вскрытия вязкой межзеренной фасетки: последовательное зарождение и слияние пор на субмикронных частицах, от центра кластера по направлению к его периферии.

Совместное участие в разрушении всего масштаба структур явление достаточно распространённое. Так, например, наносегрегация фосфора по границам зерна аустенита $d \sim 10-30$ мкм в улучшаемой стали приводит к вскрытию зернограничных фасеток. Межосевые скопления сульфидов и ферритные поля (поперечником 60-120 мкм и выше) в микроструктуре вследствие дендритной ликвации – к изменению условий зарождения вязкого излома [9]. Дальние последствия ликвации – причина транскристаллитного разрушения по поверхности грубых пластин цементита (~ 100 – 500 мкм) в верхнем бейните, ослабленных сегрегацией серы (~ 10 нм), вытесняемой при их росте.

Оттеснение серы в межосья при кристаллизации слитка после прокатки даёт нитки сульфидов. Прилегающий к ним слой металла обогащен марганцем и туда втягивается углерод. Это при охлаждении после горячей прокатки даёт здесь полосы перлита. Под напряжением, на границе ниток сульфидов с перлитом последовательно образуются цилиндрические поры (в различных плоскостях), они, сливаясь, приводят к шиферообразному строению излома (и сопутствующему снижению вязкости стали до 1,5 раз) [11].

Совместное действие неоднородной структуры (например, бейнитная прослойка в середине толщины листа на фоне феррито-перлитной полосчатости) и «грязного» слоя в осевой зоне приводит к расслоям при испытании падающим грузом и к снижению пластичности в Z-направлении, где разрушение «самоорганизуется» по грязному слою.

Таким образом, исследование механизмов совместного взаимодействия и конкуренции разномасштабных структур позволяет углубить представления о закономерностях протекания разрушения в среде с неоднородной структурой. Это имеет важное практическое значение: для выявления причин разброса качества металлопродукции и повышения его однородности.

Работа выполнена в рамках АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» (проект 2.1.2/2085) и благодаря финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-03-00995-а).

Список литературы

1. Штремель М.А., Беляков Б.Г., Беломытцев М.Ю. // ДАН СССР. 1991. № 1. С. 105.
2. Горицкий В.М. Тепловая хрупкость сталей М.: Metallurgizdat, 2007.
3. Штремель М.А. «Научные школы Московского государственного института стали и сплавов (технологического университета). 75 лет. Становление и развитие». М.: МИСиС. 1997. С. 392 – 397.
4. Штремель М.А. // ФММ. 1982. Т. 53. № 4. С. 807.
5. Кудря А.В., Никулин С.А., Николаев Ю.А., Арсенкин А.М., Соколовская Э.А., Скородумов С.В., Чернобаева А.А., Кузько Е.И. // Изв. вузов. Чёрн. металлургия. 2009. № 9. С. 62.
6. Штремель М.А., Кудря А.В., Бочарова М.А., Пантелеев Г.В. // ФММ. 2000. №5. С.102.
7. Броек Д. Основы механики разрушения. М.: Высшая школа, 1980. 368 с.
8. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. // ДиРМ.2010. № 1. С. 38.
9. Штремель М.А. // ФММ. 2005. Т. 99. № 4. С. 16-25.
10. Кудря А.В., Соколовская Э.А. // Изв. РАН. Сер. "Физическая". 2004. Т. 68. № 10. С. 1495.
11. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш., Пономарёва М.В., Скородумов С.В., Глухов М.Г. // Изв. Вузов. Черная металлургия. 2008. № 11. С. 30.

МЕТРОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫХ ПРОЦЕДУР ИЗМЕРЕНИЯ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ

Соколовская Э. А.

*НИТУ "МИСиС", Москва, РФ,
sokolovskaya@misis.ru*

Масштаб структур, встречающихся в конструкционных материалах весьма широк: от нано- до макроразмеров. Их конечный рисунок отражает особенности эволюции структур и дефектов в рамках длинной технологической цепочки, например, в чёрной металлургии [1,2].

Процессы разрушения – это совместное эффективное взаимодействие дефектов решетки со структурой материала (на разных масштабах наблюдения) [3]. Понимание механизмов разрушения различных структур, их взаимодействия при деформации и разрушении определяет успех при определении причин провалов вязкости, поиске оптимальных структур под требуемые свойства. При быстром протекании разрушения в металле (для стали со скоростью $\sim 5\div 6$ км/с [4]) обычно наблюдается только его конечный результат (излом), это объясняет широкий интерес к изучению топографии поверхности разрушения [5].

Однако преимущественно фрактография носит качественный характер – определение типов изломов. Это следствие отсутствия, вплоть до последнего времени, доступных, в том числе по стоимости, средств измерения, трудоёмкости процедур. Например, с использованием традиционного инструмента для наблюдения микростроения изломов – сканирующего электронного микроскопа можно достаточно быстро оценить механизм (или механизмы) разрушения. Однако, для того, чтобы выявить различия в вязкости двух однотипных, скажем вязких изломов, необходимы измерения их топографии. С этой целью истинный рельеф обычно реконструируется по стереопарам изображений, что представляет собой достаточно длительный по времени процесс. Трудоёмкость исследования возрастёт ещё больше, если требуется большая степень детализации объекта наблюдения, да ещё на представительном (в масштабе образца) поле зрения. Схожие проблемы при наблюдениях строения изломов на мезоуровне. Во многом идентичная ситуация и при контроле разномасштабных структур, где также необходимы корректные процедуры реконструкции их изображений в цифровом виде и объективный выбор информативных элементов их геометрии.

Массовое внедрение современных компьютеров и цифровых средств регистрации изображений в материаловедческой практике сделало реальным получение количественных оценок структур и изломов, например, при стандартизации требований к ним, ранжировке металла по вязкости [6-9]. Однако, наличие широкой номенклатуры имеющихся средств наблюдений и измерений, соответствующих программных продуктов для обработки изображений делает актуальной проблему воспроизводимости и сопоставимости получаемых результатов. В частности, при измерении многих структур, например, загрязнённости стали неметаллическими включениями получаемый результат будет сопоставим лишь при едином алгоритме и параметрах настройки для опознавания границы "частица-металл". Поэтому при переходе от одной модификации автоматического анализатора изображений "Квантимер" к другой на одних и тех же шлифах можно получить 2–3-кратную разницу в объёмной доле мелких включений, а вытянутых включений до 4–5 раз [10]. Отсюда вытекает актуальность метрологического обеспечения такого рода компьютеризированных процедур.

Есть две составляющие проблемы, первая связана с собственно получением цифровой модели, вторая – с её объективным описанием. Существуют метрологически разнородные источники информации, например, при оценке загрязнённости стали сульфидами: серный отпечаток от темплета в масштабе 1:1; нетравленный шлиф (для ранжировки по визуально опознаваемому баллу сульфидов - шкалы ГОСТ 1778 и построения гистограмм размеров включений сульфидов при увеличениях до $\times 1000$). Отсюда возможны различные носители информации об изображении: бумажные, плёночные, непосредственно фиксируемые на матрице (цифрового фотоаппарата). Полученное цифровой камерой изображение состоит из отдельных точек — пикселей (при фотосъёмке ту же роль играет "зерно" фотоэмульсии негатива). Если L — поперечник наблюдаемого в микроскопе поля, то при N пикселях в строке размер пикселя $\delta x = L/N$ (и $-L$, и x – в масштабе образца). Это определяет разрешение и накладывает ограничения на применение цифрового увеличения для рассмотрения мелких деталей.

Получение цифровой модели связано с выбором корректных алгоритмов бинаризации первичного изображения (выбор порогового значения интенсивности, переводящего изображение в черно-белое вида "0-1", где "0" – соответствует темным точкам, с интенсивностью ниже границы контраста, а "1" – светлым участкам). Это даёт возможность однозначно опознавать границы отдельных структурных составляющих, например, неметаллических включений.

Многие программные продукты для анализа изображений предоставляют (по умолчанию) выбор контраста пользователю (наиболее распространена схема бинаризации "на глаз"). Однако когда три наблюдателя трижды в разное время выбирали контраст изображений различных типов дендритной структуры и серного

отпечатка, то среднеквадратичная ошибка воспроизводимости составила 5 – 10 % для одного из них в разное время и еще столько же - систематическое расхождение между ними [11]. Это делает оправданным усилия по разработке алгоритмов автоматической идентификации границ отдельных составляющих структуры.

Точность преобразования стереопары в карту рельефа методами классической стереофотограмметрии в значительной мере зависит от степени надежности предварительного визуального опознавания и выделения на обеих снимках достаточного числа достоверно совпадающих точек. При "невыразительном пейзаже", например, транскристаллитном разрушении это может быть ненадежно. Возможны другие источники погрешностей [11]: неравномерность контраста исходных изображений объекта, различное положение объекта и приемника (при съемке стереопары), дефокусировка изображений.

Для сопоставления результатов расчета z-координат по трехмерным изображениям, например, полученным в программе PHOTOMOD на различных изломах (и полях зрения) целесообразно использовать эталон-объекты известной геометрии (соизмеримые с масштабом элементов излома), измеренные независимым способом [11].

Важную роль для воспроизводимости полученных результатов играет статистика измерений. Показано, в частности, что при наблюдении закономерностей формирования дендритного рисунка в улучшаемой стали размер кадра, начиная с которого обеспечивается воспроизводимость характеристик геометрии структуры, превышает габариты стандартного образца для ударных испытаний. С одной стороны это означает, что при меньшей площади анализируемого кадра возможны случайные флуктуации числовых значений характеристик структуры, с другой – объясняет причину разброса значений той же ударной вязкости от образца к образцу.

Схожая картина наблюдается и при измерении геометрии изломов, когда на разных масштабных уровнях наблюдения, есть свой минимальный объём первичных данных, который даёт воспроизводимые значения параметров изломов [11].

Важен и сам выбор характеристик и их представление. Так, например, только накопление представительной статистики данных дало возможность обнаружить причины противоречивых результатов при определении фрактальной размерности различных изломов – недостаточный объём экспериментальных данных [11]. При необходимой статистике измерений оказалось, что значения фрактальной размерности различных видов изломов не отличаются. Они, по-видимому, не имеют практического смысла, могут совпадать (при условии корректного их определения), но из этого не вытекает схожесть механизмов разрушения.

Следует внимательно подходить к традиционному использованию средних значений X_{cp} характеристик параметров геометрии изображений для оценки различий морфологии разномасштабных структур. Как правило, здесь преобладают мелкие элементы и, например, характер распределения неметаллических включений по размерам имеет асимметричный характер, поэтому в ряде случаев более эффективным для описания различий в строении могут быть значения размахов ($X_{max} - X_{min}$) характеристик. Аналогичная ситуация - и при измерениях изломов [12].

Таким образом, имеющаяся практика работы с изображениями в материаловедении указывает на настоятельную необходимость метрологического обеспечения компьютеризированных процедур измерения структур и изломов для обеспечения воспроизводимости и повторяемости результатов. Это в конечном итоге позволит стандартизировать требования к ним.

Работа выполнена в рамках АВЦП «Развитие научного потенциала высшей школы» (проект 2.1.2/2085) и благодаря финансовой поддержке РФФИ (грант № 09-03-00995-а).

Список литературы

1. Кудря А.В., Соколовская Э.А. // Известия РАН. Сер. Физическая. 2004. Т. 68. № 10. С. 1495 - 1502.
2. Кудря А.В. // МиТОМ. 2005. № 5. С. 18-23.
3. Штремель М.А. «Научные школы Московского государственного института стали и сплавов (технологического университета). 75 лет. Становление и развитие». М.: МИСиС. 1997. С. 392 – 397.
4. Физические величины: Справочник. / А.П. Бабичев, Н.А. Бабушкина, А.М. Братковский и др. Под ред. И.С. Григорьева, Е.З. Мейлихова. М.: Энергоатомиздат. 1991. 1232 с.
5. Штремель М.А. // МиТОМ. 2005. № 5. С. 35-43.
6. Казаков А.А., Киселев Д.В., Андреева С.В., Мясников А.А., Головин С.В. // Черные металлы. 2007. Июль-август. С. 24-31.
7. Казаков А. А., Киселев Д. В., Андреева С. В., Чигинцев Л. С., Головин С. В., Егоров В. А., Марков С. И. // Черные металлы. 2007. Июль-август. С. 31 - 37.
8. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Сухова В.Г., Марков Е.А., Арсенкин А.М., Салихов Т.Ш. // МиТОМ. 2009. № 5. С. 60-67.
9. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Салихов Т.Ш., Кудрявцев Д.В., Скородумов С.В. // Известия Вузов. Черная металлургия. - 2009. - № 5. - С. 41-44.
10. Штремель М.А., Фадеев Ю.И., Максимова О.В., Чернуха Л.Г., Анисимова Н.И. // Заводская лаборатория. 1987. №7. С.23 - 28.
11. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Арсенкин А.М. // ДиРМ. 2010. № 1. С. 38-44.
12. Кудря А.В., Сухова В.Г. 48-я конференция «Актуальные проблемы прочности». Труды конференции. Тольятти. 2009. С. 252 - 255.

НОВЫЕ ПОДХОДЫ К АКУСТИКО-ЭМИССИОННОМУ ДИАГНОСТИРОВАНИЮ ОПАСНЫХ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ОБЪЕКТОВ

Савельев В. Н., Нагинаев К. Е.*, Савельев Д. В.**, Тишкин А. П.**

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, г. Санкт-Петербург, Россия,
savelyev@pradicom.ru

* ДОО «Оргэнергогаз», г.Москва, Россия, naginaev@oeg.gazprom.ru
ООО «Прадиком», г. Санкт-Петербург, Россия, info@pradicom.ru

Для определения реального технического состояния и выявления развивающихся при эксплуатационных нагрузках дефектов типа трещин в настоящее время широко применяется метод акустической эмиссии (АЭ). Данным методом в производственных объектах надежно выявляются наиболее часто встречающиеся причины макроразрушения конструкций - усталостное разрушение стали и коррозионное растрескивание под напряжением (КРН).

Метод АЭ дает наиболее достоверную информацию о развитии (степени опасности) дефектов в металле узлов и деталей технологического оборудования, поскольку даже наличие крупных дефектов, “заложенных” при изготовлении или монтаже оборудования не является в общем случае основанием для выбраковки изделий после их эксплуатации в течение длительного срока (зачастую более 20-30 лет). Поэтому задача исследования, выявления и оценки степени опасности различных дефектов является актуальной не только с научной, но и с технической точки зрения.

Проведены исследования процесса разрушения конструкционных сталей, которые проводились в два этапа – на полномасштабных модельных образцах и на промышленных объектах, изготовленных из аналогичных по составу сталей.

Была получена связь размеров микротрещин с амплитудой сигналов АЭ в виде степенного уравнения с показателем степени равным 1,5 ($A^2=BL^3$) [1]. Эта функциональная зависимость между размером микротрещины и амплитудой генерируемого ею

сигнала позволяет определять размеры образующихся микротрещин и по ним судить о характере разрушения.

Изучались закономерности наиболее часто встречающихся причин макро-разрушения конструкций - усталостное разрушение стали и коррозионное растрескивание под напряжением (КРН). [2, 3]

Создана многоканальная автоматизированная система диагностирования акустико-эмиссионная (СДАЭ), предназначенная для оперативного контроля за процессом трещинообразования в трубопроводах, сосудах давления, аппаратах воздушного охлаждения (АВО) и их элементах, путем регистрации, обработки и хранения АЭ информации о развивающихся дефектах в них при проведении пневмо,- гидроиспытаний и в процессе эксплуатации оборудования.

Разработано несколько методик по АЭ контролю различных объектов, поднадзорных Ростехнадзору, которые прошли согласование в надлежащем порядке.

Для оценки технического состояния производственных объектов была разработана новая схема применения АЭ диагностирования при пневмоиспытаниях в эксплуатационном режиме при давлениях не превышающих рабочие значения, без проведения гидроиспытаний (пневмоиспытаний). Для этого разработана программа по АЭ контролю объектов, поднадзорных Ростехнадзору РФ, которая прошла согласование в надлежащем порядке [5].

В настоящее время вступил в действие СТО ЛУКОЙЛ 1.11-2009 [6], который предусматривает возможность проведения АЭ контроля на действующем оборудовании предприятий компании рабочей средой в рамках экспертизы промышленной безопасности технических устройств при согласовании специально разработанных программ в органах государственного надзора.

Такие специальные программы были разработаны, согласованы Ростехнадзором, и на ООО «ЛУКОЙЛ-Пермнефтеоргсинтез» было проведено обследование методом АЭ в эксплуатационном режиме 4-х адсорберов УХПВ Тит.517 комплекса глубокой переработки нефти (КГПН) в 2007г., 24 ед. технологического оборудования на производстве компонентов топлив (ПКТ), 47 аппаратов на КГПН, 4 реакторов коксования на установке 21-10/3М в 2008 г., 9 аппаратов и технологических трубопроводов установки 24-6 ПКТ в 2009г, 129 аппаратов производства глубокой переработки нефти в 2010г.

Всего в период с 1998 года по 2009 год в ОАО «Газпром» и на нефтеперерабатывающих предприятиях было обследовано более 2700 аппаратов воздушного охлаждения (АВО). В 5-и АВО выявлены критически активные источники АЭ (подтверждены УЗД и УЗТ как недопустимые дефекты), аппараты выведены из эксплуатации. В сосудах, работающих под давлением, (обследовано 2600) выявлены методом АЭ недопустимые дефекты в 5. Аппараты с недопустимыми дефектами необходимо было заменить или произвести ремонт. Три сосуда заменили, а два аппарата после ремонта обнаруженных дефектов снова введены в работу.

Наряду с выявленными недопустимыми дефектами в опасных производственных объектах метод АЭ позволил продлить срок службы 28 сосудов, работающих под давлением, которые были забракованы методами ВИК, УЗД, УЗТ, на КС ОАО «Газпром» (1998-2009 г.г.).

Список литературы

1. Нефедьев Е.Ю., Волков В.А., Кудряшов С.В., Ляшков А.И., Савельев В.Н. Связь размеров микротрещин с параметрами акустической эмиссии и структурой деформированной роторной стали.-Дефектоскопия, 1986, № 3, с.41-44.
2. Нефедьев Е.Ю., Волков В.А., Ляшков А.И., Савельев В.Н. Контроль роста усталостной трещины в литой стали методом акустической эмиссии.-Проблемы прочности, 1987, № 1, с.41-44.

3. Башкарев А.Я., Нефедьев Е.Ю., Олексеичук В.Р., Савельев В.Н., Сивоконь В.Н. Субочев А.И., Судаков А.В. Комплексное обследование образца магистрального трубопровода с дефектами коррозионного растрескивания под напряжением при стендовых испытаниях. Доклады 11-ой Международной деловой встречи “Диагностика-2001”, Тунис, апрель, 2001г., стр.63-71.
4. Савельев В.Н., Арчаков Ю.И., Башенко А.Р., Бессонный А.Н. Опыт применения метода акустической эмиссии при освидетельствовании и диагностировании оборудования НПЗ. Доклад на совещании главных механиков нефтеперерабатывающих и нефтехимических предприятий, г.Кириши, Ленинградская обл., 14-17 ноября, 2000 г.
5. Программа по проведению акустико-эмиссионного контроля 102-х аппаратов производства глубокой переработки нефти на ООО «ЛУКОЙЛ-Пермнефтеоргсинтез», согласована письмом Ростехнадзора от 27.04.2001г. № 13/622 3401.
6. СТО ЛУКОЙЛ 1.11-2009. Контроль акустико-эмиссионный. Правила применения и повышение эффективности применения метода для контроля технического состояния оборудования и трубопроводов в организациях нефте- и газопереработки Группы «ЛУКОЙЛ».

ПРИМЕНЕНИЕ МОЩНЫХ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ВОЛН В ПРОЦЕССЕ НОРМАЛИЗАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ

Кукин С. Ф.¹, Константинов В. М.², Стрижевская Т. Н.²

*¹РУП «МТЗ», ²БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь
tatiana_4401@mail.ru*

При ультразвуковой обработке в ряде случаев оказывается возможным получение ряда эффектов, не достижимых при обычной термической обработке (например, уменьшение внутренних напряжений без применения разупрочняющего нагрева, деформационное изменение структуры и свойств материала без изменения размеров тела). Наряду с повышением качества металлов и сплавов под действием ультразвука в ряде случаев происходит значительное сокращение длительности цикла термической обработки. Ультразвуковое воздействие может существенно увеличить скорость само- и гетеродиффузии и тем самым ускорить процессы растворения и выделения фаз на различных этапах термической обработки.

Под действием ультразвуковых колебаний в структуре металлов и сплавов происходят необратимые процессы образования вакансий и микропор, сохраняющихся при последующей термической обработке и оказывающих влияние на механизмы и кинетику развивающихся при этом структурных превращений.

Изучение влияния ультразвуковых колебаний на структуру и свойства металлов и сплавов представляет большой интерес при разработке прогрессивных методов термической обработки. Несмотря на значительное число работ, посвященных влиянию ультразвука на металлы, к настоящему времени еще не выработана единая точка зрения на природу наблюдаемых явлений.

Целью настоящего исследования являлось исследование изменения механических свойств и структурных изменений в широко применяемой в промышленности стали 40Х, обработанной по режиму – предварительная ультразвуковая обработка + нормализация.

Совместно с РУП «МТЗ» проведено исследование по ускорению диффузионных процессов с применением ультразвукового воздействия в процессе термической обработки. Ультразвуковую обработку проводили с использованием магнитострикционного преобразователя. Образец помещали между торцами возбуждающего и отражающего волноводов, рассчитанных в резонансе с колебательной системой преобразователя. Озвученные образцы подвергали нормализации. Другую часть образцов подвергали нормализации без предварительного озвучивания.

При введении ультразвуковых колебаний изменяется кинетика полиморфного превращения и увеличивается плотность структурных несовершенств в обрабатываемом материале. Это, в свою очередь, интенсифицирует диффузионные процессы, что, очевидно, может оказывать влияние на кинетику перлитного превращения и морфологию его продуктов.

Анализ перлитного превращения показывает, что степень дисперсности феррито-цементитной смеси определяется в основном не числом центров фазовой перекристаллизации, а главным образом термодинамическим стимулом превращения – разностью свободных энергий аустенита и перлита, а также скоростью диффузионных процессов отвода избыточных компонентов от перемещающейся границы растущей пластинки феррита или цементита в аустенитную матрицу при росте перлитных колоний. Величина межпластинчатого расстояния главным образом определяется последним фактором.

В микроструктуре озвученных образцов в сравнении с неозвученными обнаружен различный характер распределения феррита. Так, в неозвученных образцах феррит выделяется в виде сетки вокруг зерен перлита, при наложении ультразвука видно много отдельных разрозненных ферритных включений. Ультразвуковые колебания влияют и на строение колоний перлита – у озвученных образцов они более дисперсны.

Таблица 2. Количественное описание микроструктур стали 40 X

Время озвучивания, мин	Микроструктура, 800 ^x	Доля площади перлита, %	Доля площади феррита, %	Балл зерна
1		61,3	38,7	13-14
4		55,03	44,97	13-14
10		61,84	38,16	13-14
-		58,84	41,16	10-11

Установлено, что ультразвуковая обработка сталей в процессе фазовой перекристаллизации приводит к увеличению числа зародышей новой фазы и образованию более дисперсной структуры. Об этом свидетельствуют данные гистограмм, построенные по количественным характеристикам зерна (рис. 1, 2).

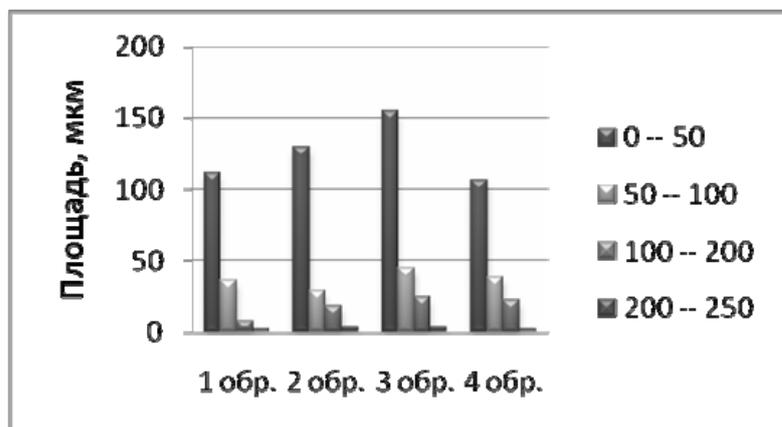


Рис.1. Гистограмма площади зерна перлита

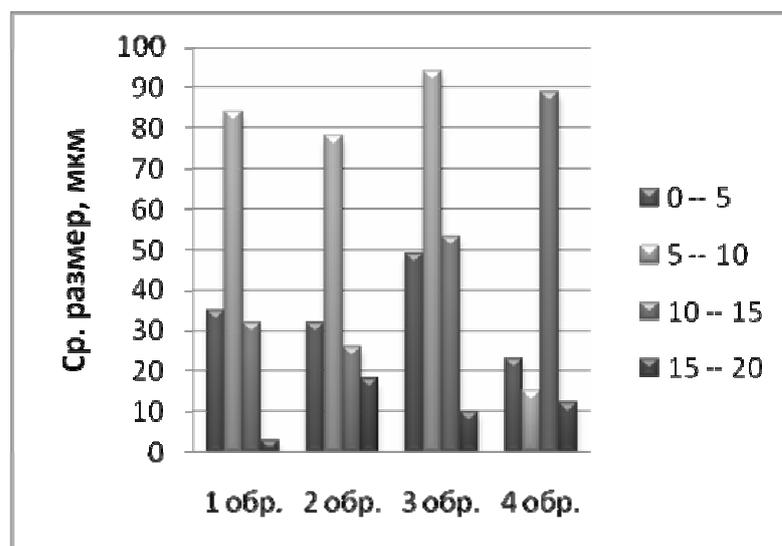


Рис. 2. Гистограмма среднего размера зерна перлита

По данным характеристикам балл зерна исследуемых образцов варьируется от 12 до 14. В процессе озвучивания образцов наблюдался эффект разогрева. Тепловое воздействие ультразвука не отделено от действия переменных упругих напряжений, что очень важно для понимания механизма воздействия ультразвука на процессы диффузии и дисперсного твердения. Прохождение ультразвука по твердому телу сопровождается рядом остаточных эффектов, таких, как интенсивный нагрев образцов, появление следов остаточной деформации, накопление усталостных изменений в структуре.

Ультразвуковые напряжения, возбуждаемые стали 40X при предварительном озвучивании с последующей нормализацией приводят к увеличению числа зародышей новой фазы и образованию более дисперсной структуры, с баллом зерна 12-14. Это обусловлено изменением кинетики полиморфного превращения и увеличения плотности структурных несовершенств в обрабатываемом материале под действием ультразвуковых колебаний, что в свою очередь интенсифицирует диффузионные процессы.

Возможность ускорения диффузионных процессов позволит сократить время нагрева и тем самым повысить производительность печи без ущерба для качества нагрева.

ВОЗДЕЙСТВИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 40Х

Кукин С. Ф.¹, Стрижевская Т. Н.², Кобяков О. С.²

¹РУП «МТЗ», ²БНТУ, г. Минск, Республика Беларусь
tatiana_4401@mail.ru

Многочисленные технологические применения мощного ультразвука при воздействии на твердое тело основаны на нелинейных эффектах, реализующихся при распространении этих колебаний в среде. Здесь в первую очередь следует сказать об изменении тонкой структуры кристаллов и явлениях, возникающих на границах раздела твердых тел.

Поглощение ультразвуковых колебаний определенным образом связано с внутренними процессами в твердом теле и, в частности, с эволюцией его дислокационной структуры.

Проведенные к настоящему времени работы показали, что при обработке ультразвуковыми колебаниями с интенсивностью, превышающей определенный уровень для кристаллических материалов, плотность дислокаций и концентрация точечных дефектов в них возрастают.

Механические свойства металлов и сплавов в большой степени определяются структурными несовершенствами, имеющимися в кристаллах: на них оказывают существенное влияние атомы растворенных элементов, вакансии, дислокации, границы зерен и частицы второй фазы. Изменение дислокационной структуры материалов при ультразвуковом воздействии и развитие процессов микропластической деформации должно сказаться на механических свойствах материалов.

Совместно с РУП «МТЗ» проведено исследование по влиянию ультразвука на механические свойства стали 40Х. Существенного изменения твердости у образцов предварительно озвученных и не озвученных перед нормализацией не наблюдалось (табл. 1). Однако обнаружены изменения ударной вязкости, свидетельствующие об определенных структурных изменениях в стали.

Таблица 1. Механические свойства и микроструктура образцов из стали 40Х

Время озвучивания, мин	Механические свойства после нормализации	
	Твердость, НВ	Ударная вязкость, КСЧ, дж/м ²
1	112	-
4	110	-
10	112	98
-	110	34

Ультразвук, по-видимому, интенсифицирует процессы, прежде всего, в участках, где возникают значительные концентрации переменных напряжений. Такими участками в сплавах являются главным образом межкристаллитные слои, микротрещины, дислокации и другие несовершенства решетки. В этих участках за счет локального нагрева, а также знакопеременной деформации, интенсифицируются превращения, приводящие систему к более равновесному состоянию. В некоторых микротрещинах локальный нагрев, усиливаемый трением их стенок, может вызвать их оплавление. Таким образом, можно ожидать повышения ультразвуком характеристик прочности, а также пластичности и вязкости. При этом ультразвук должен быть наиболее эффективен при малой продолжительности воздействия. В дальнейшем эффективность ультразвука должна уменьшаться вследствие того, что он распределяется в структуре более равномерно, а так же потому, что начинает сказываться его влияние на укрупнения зерна.

КОМПАКТИРОВАНИЕ ПОРОШКОВ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ И ЭНЕРГИИ ВЗРЫВА

Рубаник В. В.^{1,2}, Шилин А. Д.^{1,2}, Рубаник В. В. мл.^{1,2},
Петров И. В.³, Маркова Л. В.⁴, Гамзелева Т. В.⁴

¹ГНУ «Институт технической акустики НАН Беларуси», Витебск, Беларусь

²УО «Витебский государственный технологический университет», Витебск, Беларусь

³НИИ ИПсОП, Минск, Беларусь

⁴ГНПО «Порошковой металлургии», Минск, Беларусь

Ранее [1–4] установлено, что незначительное содержание в пресс-порошке мелкозерной фракции позволяет существенно изменять диэлектрические свойства синтезированной сегнетоэлектрической керамики. Это представляет практический интерес, поскольку получение полностью наноструктурированного пресс-порошка является сложной и не всегда реализуемой задачей. В этой связи разработка методов получения пресс-порошков содержащих наночастицы является перспективной как с научной, так и практической точки зрения.

В данной работе приведены результаты исследований по измельчению пресс-порошка ЦТС-19 с помощью интенсивных механических воздействий ударной взрывной волны, ультразвуковых колебаний, и свойствам полученной сегнетоэлектрической керамики.

Анализ гранулометрического состава исходного порошка (рис. 1а) показал, что распределение их по размерам неравномерно, средний размер частиц составляет 1-2 мкм. Причем частицы образуют агломераты размером до 10 мкм (рис.2а). Компактирование порошка исходного состава с использованием энергии взрыва, в диапазоне давлений 3-7 ГПа или ультразвуковых колебаний приводит к уменьшению размеров образующихся частиц, как за счет разрушения агломератов, так и их измельчения (рис.1 б, в; 2 б, в).

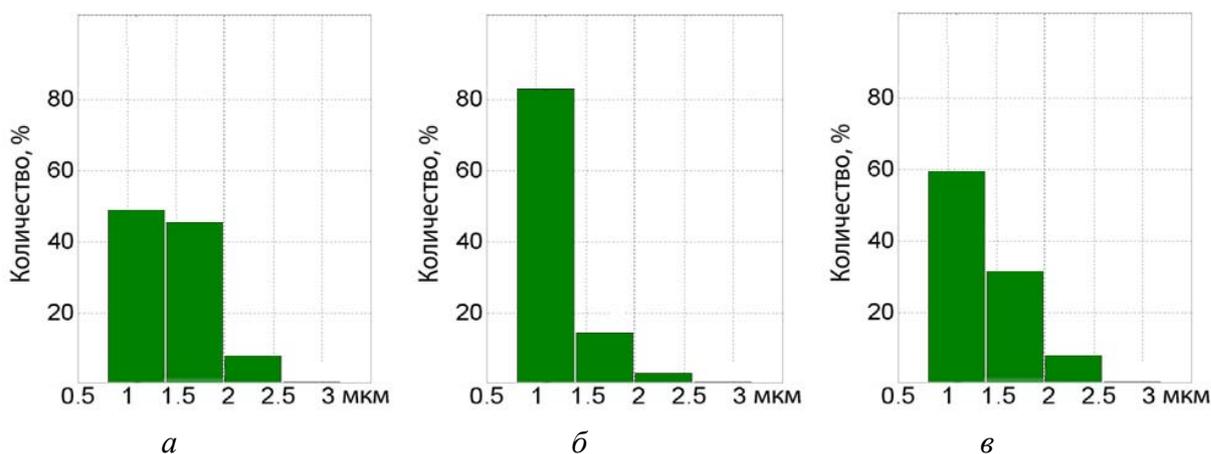


Рис. 1. Гистограммы распределения зерен по размерам: а – исходный порошок; б – порошок, компактированный с использованием энергии взрыва; в – порошок, компактированный с использованием ультразвуковых колебаний.

Наибольшее измельчение порошка при компактировании происходит под воздействием энергии взрыва. Так число частиц со средним размером 1 мкм возрастает до 80% в основном за счет уменьшения числа частиц размером 1,5–2 мкм. При воздействии на прессуемый порошок ультразвуковых колебаний в большей степени происходит разрушение агломератов и в меньшей степени измельчение порошка.

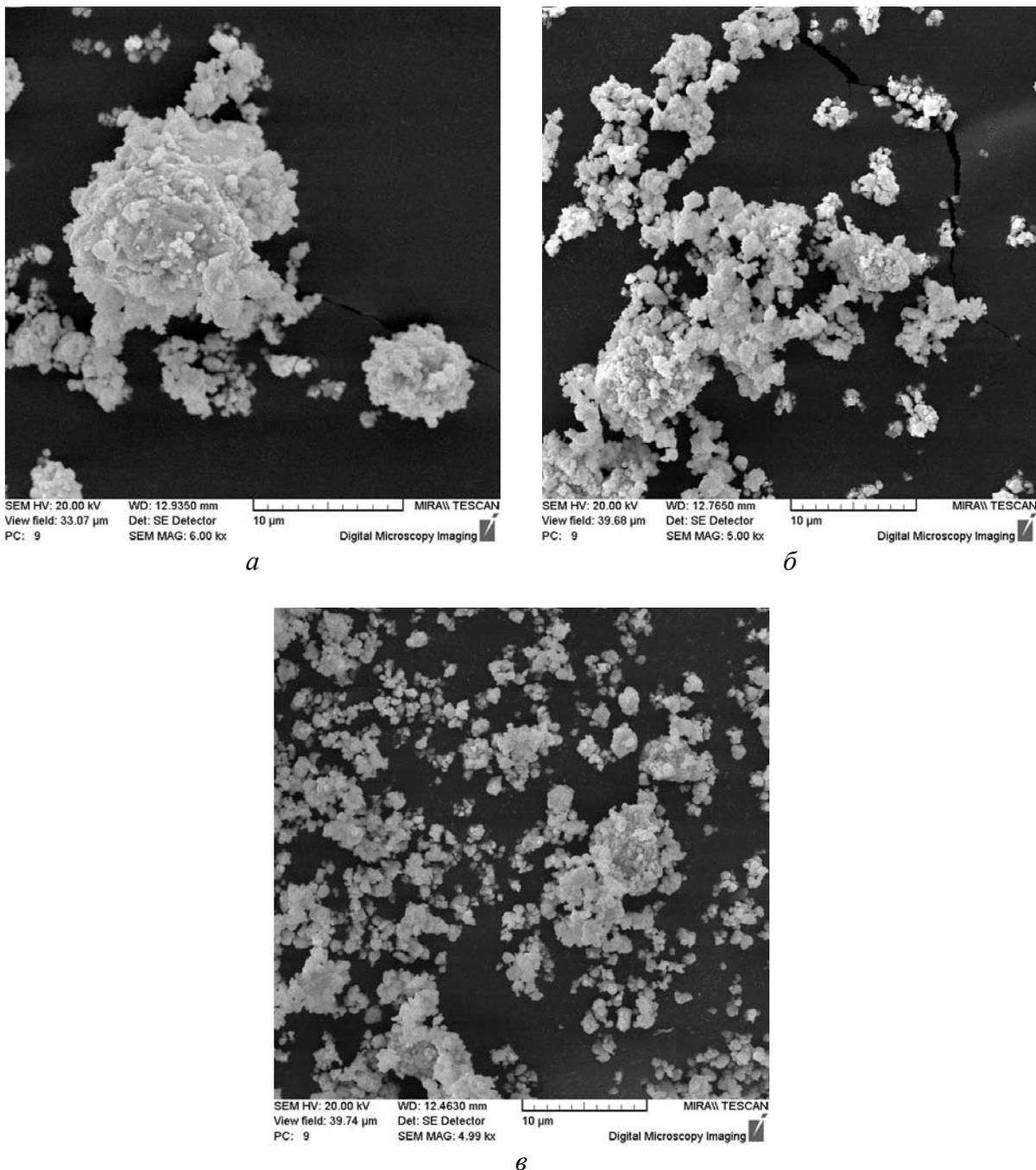


Рис. 2. Микроструктура порошка ЦТС-19: *а* – исходный порошок; *б* – порошок, компактированный с использованием энергии взрыва; *в* – порошок, компактированный с использованием ультразвуковых колебаний.

Анализ микроструктуры синтезированной керамики ЦТС-19, компактированной с использованием энергии взрыва показал, что не имеет место четко очерченных границ зерен (рис.3 *а*). Образцы керамики, полученной с использованием ультразвуковых колебаний имеют сформированную структуру зерен (рис.3 *б*).

Синтезированная керамика ЦТС-19 после компактирования как с помощью взрывной волны, так и с применением ультразвуковых колебаний обладает улучшенными физико-механическими свойствами, позволяющими работать в жестких условиях эксплуатации.

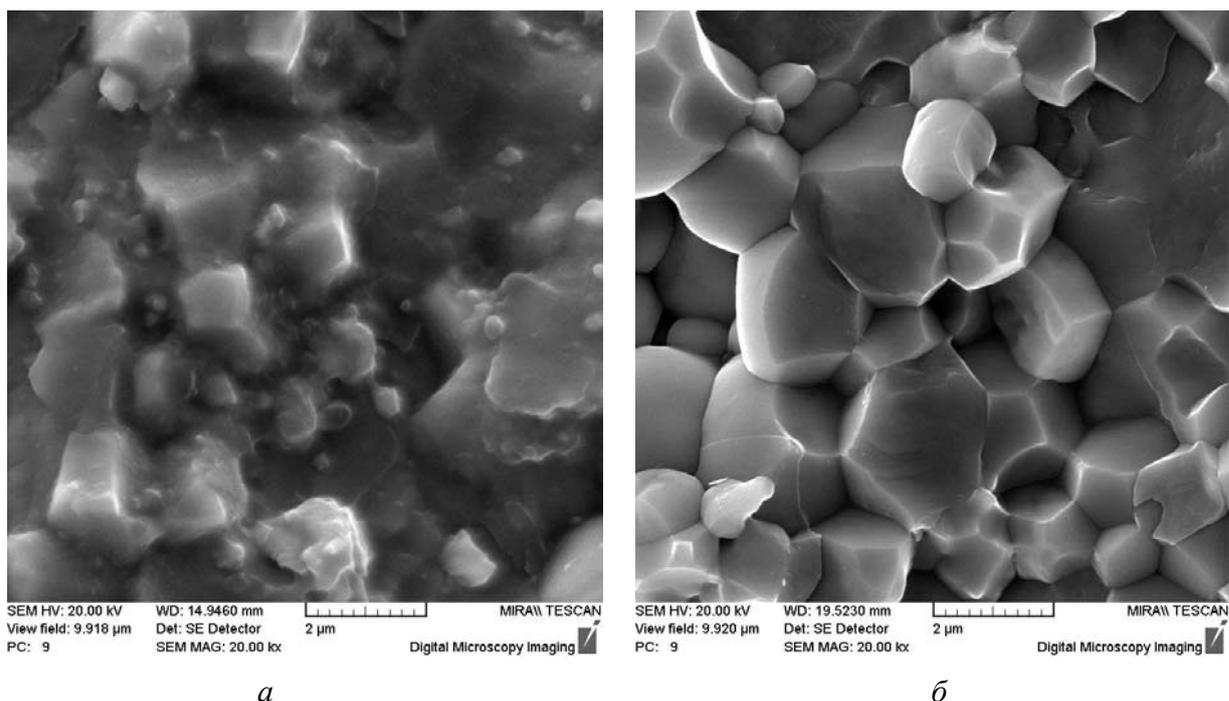


Рис. 3. Микроструктура поверхности излома керамики ЦТС-19, полученной компактированием с использованием энергии взрыва (а) и ультразвуковых колебаний (б).

Работа выполнена в рамках ГКПНИ «НАНОТЕХ».

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.
2. Рубаник В.В., Шилин А.Д., Рубаник В.В. мл.. Ультразвуковая технология изготовления сегнето- и пьезокерамики. Материалы III Международной научно-технической конференции «Современные методы и технологии создания и обработки материалов». г.Минск, 15-17 октября 2008 года. С.144-149.
3. Шилин А. Д., Рубаник В.В. мл. Свойства сегнетоэлектрической керамики, полученной с использованием ультразвуковых колебаний и энергии взрыва. // Сборник докладов Международной научной конференции «Актуальные проблемы физики твердого тела ФТТ -2009», Беларусь, Минск, 2009, С. 338(2-3).
4. Рубаник В.В., Шилин А.Д., Рубаник В.В. мл., Петров И.В., Маркова Л.В.. Получение и свойства керамики ЦТБС-3М, компактированной с помощью взрывной волны. Материалы Первой международной научной конференции НАНО-2008. г. Минск, 22-25 апреля 2008 года. С 167-168.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПРОСТРАНСТВЕННО-АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СЖАТИИ

Ошева И. Ю., Ташкинов А. А., Шавшуков В. Е.

Пермский государственный технический университет, Пермь, Россия

irina-osheva@yandex.ru

Композиционные материалы с трехмерно-направленными ортогональными армирующими системами находят все большее применение в различных областях промышленности. Обладая рядом преимуществ по сравнению с традиционными материалами, они так же имеют и некоторые недостатки. Одним из которых является высокая стоимость, как самих материалов, так и экспериментальных исследований их свойств. В связи с этим возникает необходимость построения математических моделей, которые позволили бы описать поведение пространственно-армированных композитов под действием различных нагрузок.

В данной работе представлен процесс компьютерного моделирования стандартного эксперимента на сжатие, использующегося для определения одной из важнейших характеристик любого материала - прочности. Испытания на сжатие образца крупноячеистой структуры проводят на испытательной машине, обеспечивающей сжатие образца с заданной постоянной скоростью перемещения активного захвата. Испытательная машина снабжена двумя плоскопараллельными площадками (плитами), причем одна из них является самоустанавливающейся. Образец устанавливают на опорные плиты машины таким образом, чтобы его продольная ось совпадала с направлением действия нагрузки, а торцевые поверхности были параллельны опорным поверхностям плит.

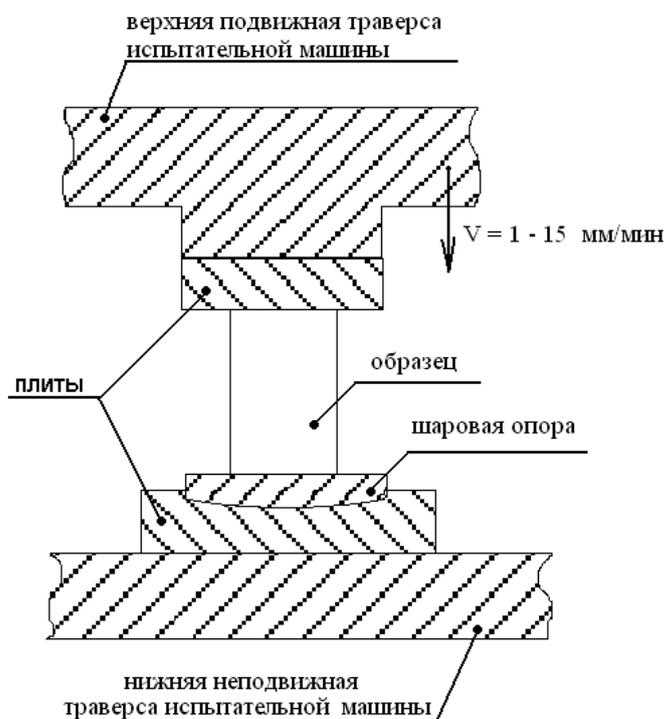


Рис. 1. Схема испытательной машины

Анализ напряженно-деформированного состояния в крупноячеистых пространственно-армированных композитах проводилось численно с использованием программного комплекса ANSYS.

В работе рассматривалось три типа моделей – три задачи:

1. “Идеальная модель” – рассматривается только образец, а действие испытательной машины заменяется граничными условиями на гранях образца;
2. “Модель с трением” – перемещение на образец передается через моделируемые плиты испытательной машины. Модель позволяет учесть трение, возникающее между плитами и образцом;
3. “Модифицированный образец” – модель испытания аналогична второй задаче, только торцы образца залиты мягким сплавом.

Геометрическая модель образца создавалась на основе размеров реальных образцов, используемых при испытании на сжатие. Образец имеет форму прямого параллелепипеда (рис. 2). Армирующий трехмерный каркас формируется переплетением трех семейств прямолинейных нитей, причем каждое семейство образует с двумя другими прямой угол. Нити каркаса параллельны граням образца.

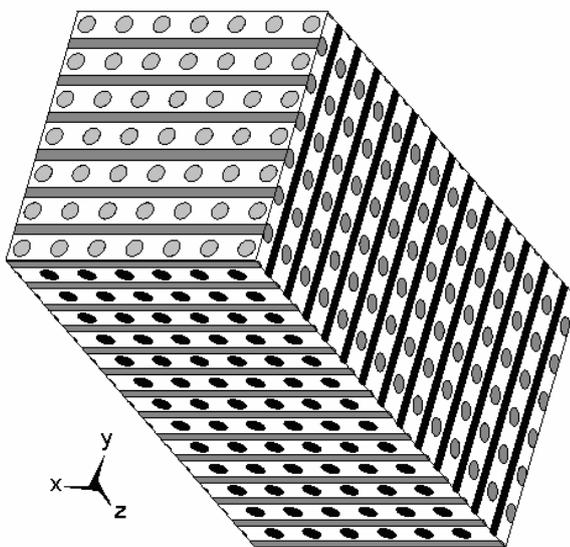


Рис. 2. Геометрическая модель образца

Для задач “Модель с трением” и “Модифицированный образец” в данной работе было проведено параметрическое исследование влияния коэффициента трения на напряженно-деформированное состояние. Коэффициент трения был принят равным $f = 0, 0.3$ и 0.6 . В ходе работы была выявлена сильная зависимость напряженно-деформированного состояния для второй модели от коэффициента трения (рост напряжений составил около 60%) и незначительное влияние трения для третьей модели (не более 6%). Так же, для образца с залитыми мягким сплавом торцами отмечается снижение уровня напряжений по сравнению со второй задачей.

Таким образом, при натурных испытаниях образцов из пространственно-армированных композиционных материалов для определения прочностных характеристик более стабильные и более высокие значения могут быть получены на образцах, залитых мягким сплавом для предотвращения смятия торцов.

Работа выполняется при финансовой поддержке грантов Российского фонда фундаментальных исследований РФФИ №09-08-99117, РФФИ №10-08-96062.

ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКИ ДЛЯ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ТМО

Дураничев В. В.

Prüftechnik MT GmbH, Санкт-Петербург, Россия
duraniehev@gleeble.ru

Научно-техническая цепочка, необходимая для разработки новых и корректировки существующих технологий изготовления материалов с высоким уровнем свойств, сложившаяся в наиболее технически развитых странах, всегда начинается с физического моделирования технологических процессов формирования структуры и свойств материалов, которое позволяет значительно сократить дорогостоящий промышленный эксперимент. Для этого фирмой Dynamic Systems, Inc., США создан уникальный испытательный комплекс Gleeble, который способен осуществить физическое моделирование большинства термомеханических процессов обработки материалов.



Рис. 1. Комплекс Gleeble-3180

Комплекс способен производить испытания на растяжение, сжатие, кручение и многоосевую деформацию при температурах от комнатной до температуры плавления в высоком вакууме или защитном газе и моделировать процессы разлива, кристаллизации, обработки в полутвердом состоянии, горячей прокатки,ковки,экструзии, термообработки, сварки, обработки порошковых материалов и т.д.

Максимальное усилие деформирования – 200 кН и скорость перемещения подвижной траверсы – до 2 м/с позволяют точно воспроизвести термо-деформационный процесс прокатки,ковки иэкструзии металлов. Скорость нагрева и охлаждения – до 10 000 К/с дают возможность осуществить моделирование любого процесса сварки, от электродуговой до лазерной, а также процессов плавления и кристаллизации.

В результате работы комплекса, в распоряжение технолога поступает вся необходимая информация о технологических параметрах рассматриваемых процессов, таких как: температуры плавления и кристаллизации, энергосиловые параметры деформации, точки фазовых превращений, параметры зон термического влияния, температуры потери прочности и пластичности и многое другое. Полученные данные являются основой для внедрения новых технологий в производство.

Именной указатель

Алексеев Н.А.	37	Кадомцев А.Г.	15, 17, 183, 184
Алиев М.А.	144	Камышанченко Н.В.	76
Арестова М.А.	186	Канев В.П.	31
Асмолова Ю.О.	101	Капуткин Д.Е.	50
Башмаков В.И.	135	Капуткина Л.М.	24, 28, 31, 34
Белов Е.Г.	112	Кардашев Б.К.	15, 183
Беляев С.П.	96, 97, 99, 130, 133	Карпий С.В.	61
Бетехтин В.И.	3, 15, 17, 183	Кашапов М.Р.	43
Боброва О.М.	80	Киквидзе О.Г.	163
Браиловский В.	63	Кириллов В.А.	72
Бронз А.В.	34	Кисляков П.А.	141
Будовских Е.А.	61, 62, 103, 105	Клевцов Г.В.	43
Буркин А.Н.	40	Клевцова Н.А.	43
Вагапов М.А.	80	Климкин К.А.	117
Валиев Р.З.	43	Клубович В.В.	6
Валюженич М.К.	95	Кобяков О.С.	200
Ващук Е.С.	62	Ковалевская Т.А.	83
Викарчук А.А.	88, 90	Коваленко В.В.	147, 148, 150
Витязь П.А.	4	Козлов Э.В.	150
Волков А.Е.	69	Коледов В.В.	86
Воробьев С.В.	113	Колмаков А.Г.	4, 101
Воронков А.В.	99	Колобов Ю.Р.	15
Вострецова А.В.	103	Колупаева С.Н.	83
Вьюненко Ю.Н.	126	Кольцун Ю.И.	186
Гамзелева Т.В.	201	Комар В.А.	151, 154
Глезер А.М.	19, 22, 63, 114	Комаров А.И.	91
Голосов Е.В.	15	Комарова В.И.	91
Гончаренко Б.А.	101	Коновалов С.В.	109-116
Горбунов С.В.	113	Коноплева Р.Ф.	97
Горельский В.А.	117	Константинов В.М.	197
Громов В.Е.	61, 62, 103, 105, 109-116, 148	Корнет Е.В.	115
Грызунова Н.Н.	90	Коротичский А.В.	63
Гусев М.Н.	120	Костерев В.Б.	112
Дамаскинская Е.Е.	17, 184	Котречко С.А.	157
Данейко О.И.	83	Крейцберг А.Ю.	66
Дмитриев А.П.	40	Кривченко А.Л.	95
Дорогов М.В.	90	Кудря А.В.	190
Дубинский С.М.	63	Кузнецов Д.П.	76
Дураничев В.В.	206	Кузнецов И.Б.	31
Дутов А.Г.	151, 154	Кузнецова Т.А.	6
Евард М.Е.	69	Кукин С.Ф.	197, 200
Ермаков К.В.	167	Куксенко В.С.	184
Ефимов О.Ю.	112	Кулаева Н.А.	83
Заболотный В.Т.	101	Кунгурцев М.С.	76
Загуляев Д.В.	109	Лобанов В.Ю.	9
Зайцев С.В.	172	Ломакин И.В.	130
Замлер Е.Г.	78	Максимкин О.П.	120
Захаров В.М.	117	Марков В.А.	15
Зацарная А.В.	157	Маркова Л.В.	201
Иванов Ю.Ф.	61, 103, 109, 110, 112, 113, 115, 147, 150	Мартынов А.Н.	108
Ивахин М.П.	108	Махмудов Х.Ф.	138
Игнатенко О.В.	151, 154	Медведев М.Г.	28, 34
Инаекян К.Э.	63	Мерсон Д.Л.	78, 80
		Мики Х.	86
		Мозгунов В.Ф.	99

Мулюков Р.Р.	9	Сташенко В.И.	175, 177
Муминов Р.Р.	172	Столбоушкина О.А.	110
Нагинаев К.Е.	195	Стрижевская Т.Н.	197, 200
Назаркин И.В.	97	Сундеев Р.В.	22
Назаров А.А.	9	Такаги Т.	86
Назарова А.А.	9	Ташкинов А.А.	204
Накин А.В.	97	Тишкин А.П.	195
Нарыкова М.В.	15, 183	Томилин Н.Г.	184
Невский С.А.	116	Троицкий О.А.	159, 167, 172, 175, 177, 179, 181
Низина Т.А.	141	Фесенюк М.В.	43
Никулин И.С.	76	Фронтасьева М.В.	154
Одринский А.П.	12	Хадеев Г.Е.	28
Ошева И.Ю.	204	Хаймович П.А.	47, 78
Павлов С.С.	154	Хейфец М.Л.	4
Пермякова И.Е.	19	Хибник Т.А.	186
Петров И.В.	201	Ховайло В.В.	86
Поддубная Н.Н.	6	Ховатов П.А.	135
Полетаев Г.М.	108	Хорев И.Е.	117
Пономарева М.В.	116	Царенко Ю.В.	9
Правоторова Е.А.	159, 181	Целлермаер В.Я.	109
Прокошкин С.Д.	63, 66	Чаргаев Х.Ш.	144
Прокошкина В.Г.	24, 28, 34	Чеканов В.А.	97
Пряхин С.С.	123	Чернавина А.А.	66
Рааб Г.И.	43	Черняева Е.В.	78
Растегаев И.А.	88	Чикова Т.С.	135
Растегаева И.И.	88	Чинокалов В.Я.	112
Реснина Н.Н.	96, 99, 130, 133	Чумбадзе А.	163
Романов Д.А.	62, 105	Чумляков Ю.И.	72
Рубаник В.В.	9, 130, 201	Шавров В.Г.	86
Рубаник В.В.мл.	123, 130, 201	Шавшуков В.Е.	204
Рубаник О.Е.	130	Шалимова А.В.	22
Русакова А.В.	120	Шеляков А.В.	133
Рустамова С.Т.	166	Шептунова Н.А.	186
Рыбников Ю.С.	159	Шереметьев В.А.	63
Рыклина Е.П.	66	Шибкова Н.Ф.	37
Рябов Ю.Г.	167	Шилин А.Д.	201
Савельев В.Н.	195	Шипко А.А.	91
Савельев Д.В.	195	Ширинов Т.М.	114
Сарасеко М.Н.	37	Шкурин С.А.	101
Свяжин А.Г.	24, 28, 34	Штеренберг А.М.	95
Севостьянов М.А.	101	Шурыгина Н.А.	19
Селезнев М.Н.	88	Юрьев А.Б.	112
Семенов М.Е.	83		
Сибирев А.В.	96		
Синани А.Б.	17		
Скугорев А.В.	31	Denisova D.A.	53, 55, 58
Слесаренко В.Ю.	133	Mammadov T.G.	12
Слуцкер А.И.	17	Prokhorov P.E.	53, 55, 58
Соколовская Э.А.	192	Seyidov MirHasan Yu.	12
Старовацкая С.Н.	110	Tyurkov M.N.	53, 55
Старостенков М.Д.	108	Yasnikov I.S.	53, 55, 58

Содержание

Бетехтин В.И. (Санкт-Петербург/Россия) «АКТУАЛЬНЫЕ ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ». ИСТОРИЯ И СОВРЕМЕННОСТЬ	3
Витязь П.А., Хейфец М.Л., Колмаков А.Г. (Минск/Беларусь, Москва/Россия) СИСТЕМНЫЙ ПОДХОД К АНАЛИЗУ ФОРМИРОВАНИЯ И ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУР НАНОМАТЕРИАЛОВ	4-6
Поддубная Н. Н., Клубович В.В., Кузнецова Т.А. (Витебск, Минск/Беларусь) ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ МИКРОСТРУКТУРЫ НА МАГНИТО-ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СЛОИСТЫХ ГЕТЕРОСТРУКТУР НИКЕЛЬ – ЦИРКОНАТ-ТИТАНАТ СВИНЦА	6-9
Рубаник В.В., Царенко Ю.В., Лобанов В.Ю., Назарова А.А., Мулюков Р.Р., Назаров А.А. (Витебск/Беларусь, Уфа/Россия) РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНЫХ СХЕМ ПОДВЕДЕНИЯ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ В ЗОНУ ОБРАБОТКИ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ И НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ	9-12
Одринский А.П., Seyidov MirHasan Yu., Mammadov T.G (Витебск/Беларусь, Kocaeli/Turke, Baku/Azerbaijan) ФОТОЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ РЕЛАКСАЦИОННАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ СЛОИСТЫХ КРИСТАЛЛОВ TlInS ₂ .	12-15
Бетехтин В.И., Колобов Ю.Р., Голосов Е.В., Кадомцев А.Г., Кардашев Б.К., Нарыкова М.В., Марков В.А. (Санкт-Петербург, Белгород/Россия) ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ВИНТОВОЙ И ПРОДОЛЬНОЙ ПРОКАТКЕ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ1-0	15-17
Кадомцев А.Г., Слуцкер А.И., Бетехтин В.И., Дамаскинская Е.Е., Синани А.Б. (Санкт-Петербург/Россия) МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ ПОРИСТЫХ SiC-КЕРАМИК ПРИ СТАТИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	17-18
Глезер А.М., Пермякова И.Е., Шурыгина Н.А. (Москва/Россия) СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ НАНОКРИСТАЛЛОВ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	19-21
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М. (Москва/Россия) ВЛИЯНИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВЕ Ti ₅₀ Ni ₂₅ Cu ₂₅	22-24
Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г., Свяжин А.Г. (Москва/Россия) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ: ВЫБОР СОСТАВОВ И РЕЖИМОВ ОБРАБОТКИ	24-27
Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г., Свяжин А.Г., Хадеев Г.Е., Медведев М.Г. (Москва/Россия) МЕХАНИЧЕСКИЕ И СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТПУСКА	28-30

Капуткина Л.М., Скугорев А.В., Кузнецов И.Б., Канев В.П. (Москва/Россия) ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ПОД НАГРУЗКОЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И УПРУГОЕ ПОСЛЕДЕЙСТВИЕ ХОЛОДНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СТАЛЕЙ	31-34
Капуткина Л.М., Свяжин А.Г., Прокошкина В.Г., Медведев М.Г., Бронз А.В. (Москва/Россия) ПРОЧНОСТЬ И СПЕЦИАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА КОМПЛЕКСНОЛЕГИРОВА- ВАННЫХ АЗОТОМ И МЕДЬЮ ИЛИ СЕРЕБРОМ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ	34-36
Сарасеко М.Н., Шибкова Н.Ф., Алексеенко Н.А. (Витебск, Минск/Беларусь) ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИЦИОННЫХ СТРУКТУР КЕРАМИКА–МЕТАЛЛ МЕТОДОМ ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ	37-39
Буркин А.Н., Дмитриев А.П. (Витебск/Беларусь) ПРОЧНОСТЬ И ДЕФОРМАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА СОВРЕМЕННЫХ ИСКУССТВЕННЫХ КОЖ	40-42
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Клевцова Н.А., Рааб Г.И., Фесенюк М.В., Кашапов М.Р. (Оренбург, Уфа/Россия) МЕХАНИЗМ УДАРНОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ 10 ПОСЛЕ РАВНОКА- НАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ В ИНТЕРВАЛЕ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА	43-46
Хаймович П.А. (Харьков/Украина) ДОСТИЖЕНИЕ ТЕРМОУСТОЙЧИВОГО УПРОЧНЕНИЯ МЕТАЛЛОВ ПОНИЖЕНИЕМ ТЕМПЕРАТУРЫ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	47-49
Капуткин Д.Е. (Москва/Россия) ФОРМИРОВАНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ ПРИ НАПЛАВКЕ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ КОРРОЗИОННОСТОЙКОЙ СТАЛИ НА МАЛОУГЛЕРОДИСТУЮ СТАЛЬ.	50-52
Yasnikov I.S., Denisova D.A., Tyurkov M.N., Prokhorov P.E. (Тольятти/Россия) THE PECULIARITIES OF MORPHOLOGY OF SILVER PENTAGONAL MICROCRYSTALS ELECTRODEPOSITED UNDER POTENTIOSTATIC CONDITIONS	53-55
Yasnikov I.S., Prokhorov P.E., Denisova D.A., Tyurkov M.N. (Тольятти/Россия) THE EXPERIMENTAL PROOF OF THE EVOLUTION OF ELECTROLYTIC SILVER MICROCRYSTALS THROUGH HIGH-TEMPERATURE STATE	55-58
Yasnikov I.S., Denisova D.A., Prokhorov P.E. (Тольятти/Россия) THE POSSIBILITY OF THE OPENING OF CAVITIES IN SMALL ICOSAHEDRAL ELECTROLYTIC-METAL PARTICLES BY INCREASING THE TEMPERATURE	58-60
Карпий С.В., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк/ Россия) УПРОЧНЕНИЕ ТИТАНА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ БОРОАЛИТИРОВАНИЕМ И ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ	61
Ващук Е.С., Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. (Новокузнецк/Россия) ОСОБЕННОСТИ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 45 ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ	62
Прокошкин С.Д., Браиловский В., Коротницкий А.В., Инаекян К.Э., Глезер А.М., Дубинский С.М., Шереметьев В.А. (Москва/Россия, Montreal/Canada) ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСУБЭРЕННОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ	63-65

СТРУКТУР В ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СПЛАВАХ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ Ti-Ni И Ti-Nb	
Рыклина Е.П., Прокошкин С.Д., Чернавина А.А., Крейцберг А.Ю. (Москва/Россия) НАВЕДЕНИЕ АНОМАЛЬНО ВЫСОКОЙ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ Ti-Ni С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	66-69
Волков А.Е., Евард М.Е. (Санкт-Петербург/Россия) РАСЧЕТ НЕУПРУГОЙ ДЕФОРМАЦИИ БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО ЭЛЕМЕНТА ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ И СТАЛИ	69-72
Кириллов В.А., Чумляков Ю.И. (Томск/Россия) ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ СПИНОДАЛЬНЫХ ОЦК МОНОКРИСТАЛЛОВ Fe-Cr-Co-Mo	72-75
Камышанченко Н. В., Кунгурцев М. С., Никулин И. С., Кузнецов Д. П. (Белгород/Россия) СТАБИЛИЗАЦИЯ ВНУТРЕННЕГО НАПРЯЖЕНИЯ ТИТАНА МАРКИ ВТ1-0 В ПРОЦЕССЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И РЕЛАКСАЦИОННОГО НАГРУЖЕНИЯ.	76-77
Черняева Е.В., Хаймович П.А., Замлер Е.Г., Мерсон Д.Л. (Санкт-Петербург, Тольятти/Россия, Харьков/Украина) ВЛИЯНИЕ БАРОКРИОДЕФОРМИРОВАНИЯ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ В ТЕХНИЧЕСКОМ ТИТАНЕ ВТ1-0	78-80
Мерсон Д.Л., Вагапов М.А., Боброва О.М. (Тольятти/Россия) ИССЛЕДОВАНИЕ ТОЛЩИНЫ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ОКСИДНЫХ ПОКРЫТИЙ	80-82
Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н., Кулаева Н.А., Семенов М.Е. (Томск/Россия) МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ С ГЦК МАТРИЦЕЙ И НАНОЧАСТИЦАМИ	83-85
Ховайло В.В., Коледов В.В., Шавров В.Г., Мики Х., Такаги Т. (Москва/Россия, Sendai/Japan) ОСОБЕННОСТИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЕЧЕННЫХ ПОРОШКАХ СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА Ni-Mn-Ga ВО ВНЕШНИХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ	86-88
Викарчук А.А., Растегаева И.И., Растегаев И.А., Селезнев М.Н. (Тольятти/Россия) ПРИМЕНЕНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ МЕТОДОВ КОНТРОЛЯ ДЛЯ ОПТИМИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ РЕЖИМОВ КАВИТАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ ГЕТЕРОФАЗНЫХ ЖИДКОСТЕЙ	88-89
Викарчук А.А., Грызунова Н.Н., Дорогов М.В. (Тольятти/Россия) НАНООБЪЕКТЫ, МИКРОИЗДЕЛИЯ И НАНОМАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРООСАЖДЕНИЯ МЕТАЛЛА	90-91
Комаров А.И., Комарова В.И., Шипко А.А. (Минск/Беларусь) ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ IN-SITU ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ КЕРАМИЧЕСКИХ ТУГОПЛАВКИХ НАНОПОЛНИТЕЛЕЙ ПЕРСПЕКТИВНЫХ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ	91-94
Штеренберг А.М., Валуженич М.К., Кривченко А.Л. (Самара/Россия) КОМПОЗИТНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ НЕТРАДИЦИОННЫМ МЕТОДОМ	95

Беляев С.П., Реснина Н.Н., Сибирев А.В. (Санкт-Петербург/Россия) ИЗМЕНЕНИЕ КИНЕТИКИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СПЛАВЕ TiNi ПРИ МНОГОКРАТНЫХ ТЕПЛОСМЕНАХ	96
Беляев С.П., Коноплева Р.Ф., Назаркин И.В., Накин А.В., Чеканов В.А. (Гатчина/Россия) МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ОБРАТИМАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В ОБЛУЧАЕМОМ НЕЙТРОНАМИ НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	97-98
Реснина Н.Н., Беляев С.П., Воронков А.В., Мозгунов В.Ф. (Санкт-Петербург/ Россия) ВЛИЯНИЕ ИЗОХРОННОГО ОТЖИГА НА КИНЕТИКУ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОРИСТОГО СПЛАВА Ti- 48 ат.%Ni, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА.	99-101
Колмаков А.Г., Севостьянов М.А., Гончаренко Б.А., Заболотный В.Т., Шкурин С.А., Асмолова Ю.О. (Москва/Россия) ИССЛЕДОВАНИЕ УСТАЛОСТНЫХ СВОЙСТВ НИТИНОЛА	101-102
Вострецова А.В., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк/Россия) ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ПРИ ЭЛЕКТРОННО- ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ ПОВЕРХНОСТИ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОАЛИТИРОВАНИЯ СТАЛИ 45	103-104
Романов Д.А., Будовских Е.А., Громов В.Е. (Новокузнецк/Россия) СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ПСЕВДОСПЛАВНЫХ ПОКРЫТИЙ МОЛИБДЕН – МЕДЬ	105-107
Мартынов А.Н., Полетаев Г.М., Ивахин М.П., Старостенков М.Д. (Новокузнецк, Барнаул/Россия) МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВБЛИЗИ СИММЕТРИЧНЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН НАКЛОНА В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ Ni ₃ Al	108
Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Целлермаер В.Я., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск/Россия) ВЛИЯНИЕ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ	109
Старовацкая С.Н., Коновалов С.В., Столбоушкина О.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск/Россия) ФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО АЛЮМИНИЯ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ С НАЛОЖЕНИЕМ СЛАБЫХ ПОТЕНЦИАЛОВ	110-111
Костерев В.Б., Белов Е.Г., Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Чинокалов В.Я., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск/Россия) ФОРМИРОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ, ПОВЫШАЮЩИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БАЛОЧНОГО ПРОФИЛЯ ПРИ УСКОРЕННОМ ОХЛАЖДЕНИИ	112
Горбунов С.В., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Воробьев С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск/Россия) ЭВОЛЮЦИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ УСТАЛОСТИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	113
Ширинов Т.М., Глезер А.М., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Москва/Россия)	114

СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗО-КОБАЛЬТОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ЗАКАЛКОЙ ИЗ ЖИДКОГО СОСТОЯНИЯ	
Корнет Е.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Томск/Россия) ГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЖАТИЕМ	115
Невский С.А., Коновалов С.В., Пономарева М.В., Громов В.Е. (Новокузнецк/Россия) РОЛЬ КОНТАКТНОЙ РАЗНОСТИ ПОТЕНЦИАЛА В ИЗМЕНЕНИИ АКТИВАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРОВ ПРОЦЕССА РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В АЛЮМИНИИ	116
Горельский В.А., Захаров В.М., Климкин К.А., Хорев И.Е. (Томск/Россия) ФИЗИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ УДАРНИКОВ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ ВНЕДРЕНИИ ИХ В ПРОЧНЫЕ ПРЕГРАДЫ КОНЕЧНОЙ ТОЛЩИНЫ	117-119
Русакова А.В., Максимкин О.П., Гусев М.Н. (Алматы/ Казахстан) УПРОЧНЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 12Х18Н10Т, БОМБАРДИРУЕМОЙ ИОНАМИ ТИТАНА С ЭНЕРГИЕЙ 50 КЭВ	120-122
Пряхин С.С., Рубаник В.В. мл. (Витебск/Беларусь) МОДЕЛЬ СВЯЗИ НАПРЯЖЕНИЯ, ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ В СПЛАВЕ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ: ПРОПОРЦИОНАЛЬНОЕ НАГРУЖЕНИЕ	123-126
Вьюненко Ю.Н. (Санкт-Петербург/ Россия) МЕХАНИЗМЫ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ЭПФ И ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ	126-129
Беляев С.П., Рубаник В.В., Реснина Н.Н., Рубаник В.В. мл, Рубаник О.Е., Ломакин И.В. (Санкт-Петербург/ Россия, Витебск/Беларусь) ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА "СПЛАВ TiNi – СТАЛЬ", ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ.	130-132
Беляев С.П., Реснина Н.Н., Слесаренко В.Ю., Шеляков А.В. (Санкт-Петербург, Москва/ Россия) ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТОНКИХ ЛЕНТ СПЛАВОВ Ti-Ni-Cu, Ti-Nf-Ni-Cu	133-135
Башмаков В.И., Чикова Т.С., Ховатов П.А. (Гродно/Беларусь) ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДВОЙНИКОВ С ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫМИ ЗОНАМИ	135-138
Махмудов Х.Ф. (Санкт-Петербург/ Россия) ПОЛЯРИЗАЦИИ МРАМОРА В ПОЛЕ УПРУГИХ СИЛ ПРИ ЗАДАННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ	138-141
Низина Т.А., Кисляков П.А. (Саранск/Россия) РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОМОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭПОКСИДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	141-144
Алиев М.А., Чартаев. Х. Ш. (Уфа/Россия) ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННАЯ ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ	144-146
Коваленко В.В., Иванов Ю.Ф. (Новокузнецк, Томск/Россия)	147-148

ОСОБЕННОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРНЫХ СОСТАВЛЯЮЩИХ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ	
Коваленко В.В., Громов В.Е. (Новокузнецк/Россия) МЕЛКОМАСШТАБНЫЕ УРОВНИ РЕАЛИЗАЦИИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО ГРАДИЕНТА СТАЛИ 9Х ПРИ ВНЕШНИХ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	148-149
Козлов Э.В., Коваленко В.В., Иванов Ю.Ф. (Томск, Новокузнецк/Россия) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ ГРАДИЕНТА В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ИНСТРУМЕНТАЛЬНОЙ СТАЛИ	150-151
<u>Дутов А. Г.</u> Игнатенко О. В, Комар В. А. (Минск/Беларусь) ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ Al_2O_3 НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СИНТЕЗИРУЕМЫХ КРИСТАЛЛОВ АЛМАЗА	151-154
<u>Дутов А. Г.</u> Комар В. А., Игнатенко О. В., Фронтасьева М. В., Павлов С. С. (Минск/Беларусь, Дубна/Россия) ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ И ДОБАВОК Al_2O_3 НА СОДЕРЖАНИЕ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ В КРИСТАЛЛАХ АЛМАЗА.	154-156
Зацарная А.В., Котречко С.А. (Киев/Украина) ОСНОВНЫЕ ФАКТОРЫ, ВЫЗЫВАЮЩИЕ УМЕНЬШЕНИЕ УРОВНЯ ХРУПКОЙ ПРОЧНОСТИ ДЕФОРМИРОВАННОЙ СТАЛИ	157-159
Рыбников Ю.С., Троицкий О.А., Правоторова Е.А. (Москва/Россия) ПОДАВЛЕНИЕ ТРИБОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ИЗНОСА КОНТАКТОВ ИНСТРУМЕНТ-ЗАГОТОВКА ПРИ ПРОКАТКЕ И ВОЛОЧЕНИИ В РЕЖИМЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	159-162
Киквидзе О.Г., Чумбадзе А. (Кутаиси/Грузия) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ СТАЛИ 10ГН2МФА	163-165
Рустамова С.Т. (Баку/Азербайджан) НАНОПОРОШКИ МЕТАЛЛОВ, КАК КАТАЛИЗАТОРЫ ОКИСЛЕНИЯ МОНООКСИДА УГЛЕРОДА	166
Троицкий О.А., Рябов Ю.Г., Ермаков К.В. (Москва/Россия) ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ СИСТЕМ МОЛНИЕЗАЩИТЫ ПРОМЫШЛЕННЫХ ОБЪЕКТОВ	167-171
Троицкий О.А., Зайцев С.В., Муминов Р.Р. (Москва/Россия) ЭФФЕКТЫ РАЗУПРОЧНЕНИЯ И ЛЕГКОГО ПРОБИТИЯ ПРЕПЯТСТВИЯ БЫСТРО ДВИЖУЩИМСЯ ОБЪЕКТОМ ПОД ВЛИЯНИЕМ УПРЕЖДАЮЩЕГО ЭЛЕКТРОННОГО ВПРЫСКА И ДЕЙСТВИЯ СИЛЬНО ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНОГО ВЕЩЕСТВА	172-174
Троицкий О.А., Сташенко В.И. (Москва/Россия) ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ЖЕЛЕЗНИКЕЛЕВОГО СПЛАВА	175-177
Сташенко В.И., Троицкий О.А. (Москва/Россия) ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА И СЕРИЙ ИХ СЛЕДОВАНИЯ НА ВЕЛИЧИНУ СОПРОТИВЛЕНИЯ МЕТАЛЛА ДЕФОРМИРОВАНИЮ	177-178
Троицкий О.А. (Москва/Россия) ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ ПОВЕРХНОСТИ ФЕРМИ НА ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В МЕТАЛЛАХ	179-180

Троицкий О.А., Правоторова Е.А. (Москва/Россия) ВЛИЯНИЕ НА ДЕФОРМАЦИЮ И ПРОЧНОСТЬ МЕТАЛЛОВ ДЕЙСТВИЯ ПИНЧ-ЭФФЕКТА ИМПУЛЬСНОГО ТОКА	181-182
Бетехтин В.И., Кардашев Б.К., Кадомцев А.Г., Нарыкова М.В. (Санкт-Петербург/Россия) ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ГИДРОСТАТИЧЕСКОГО ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВА, ПОДВЕРГНУТЫХ РКУ-ПРЕССОВАНИЮ.	183
Куксенко В.С., Дамаскинская Е.Е., Кадомцев А.Г., Томилин Н.Г. (Санкт-Петербург/Россия) ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ГЕТЕРОГЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ ДЕФОРМИРОВАНИЯ	184-186
Кольцун Ю.И., Хибник Т.А., Шептунова Н.А., Арестова М.А. (Самара/Россия) АВТОГЕНЕРАЦИЯ КОЛЕБАНИЙ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ДИАПАЗОНА НА УРОВНЕ НАНОСТРУКТУРЫ СТАЛИ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	186-189
Кудря А.В. (Москва/Россия) КООПЕРАТИВНОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАЗНОМАСШТАБНЫХ СТРУКТУР ПРИ РАЗРУШЕНИИ	190-192
Соколовская Э.А. (Москва/Россия) МЕТРОЛОГИЧЕСКОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ КОМПЬЮТЕРИЗИРОВАННЫХ ПРОЦЕДУР ИЗМЕРЕНИЯ СТРУКТУР И ИЗЛОМОВ	192-195
Савельев В.Н, Нагинаев К.Е., Савельев Д.В., Тишкин А.П. (Санкт-Петербург, Москва/Россия) НОВЫЕ ПОДХОДЫ К АКУСТИКО-ЭМИССИОННОМУ ДИАГНОСТИРО- ВАНИЮ ОПАСНЫХ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ОБЪЕКТОВ	195-197
Кукин С.Ф., Константинов В.М., Стрижевская Т.Н. (Минск/Беларусь) ПРИМЕНЕНИЕ МОЩНЫХ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ВОЛН В ПРОЦЕССЕ НОРМАЛИЗАЦИИ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ	197-199
Кукин С.Ф., Стрижевская Т.Н., Кобяков О.С. (Минск/Беларусь) ВОЗДЕЙСТВИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 40Х	200
Рубаник В.В., Шилин А.Д., Рубаник В.В. мл., Петров И.В., Маркова Л.В., Гамзелева Т.В. (Витебск, Минск/Беларусь) КОМПАКТИРОВАНИЕ ПОРОШКОВ СЕГНЕТОКЕРАМИКИ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ И ЭНЕРГИИ ВЗРЫВА	201-203
Ошева И.Ю., Ташкинов А.А., Шавшуков В.Е. (Пермь/Россия) МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ ПРОСТРАНСТВЕННО- АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СЖАТИИ	204-205
Дураничев В.В. (Санкт-Петербург) ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКИ ДЛЯ ФИЗИЧЕСКОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ ПРОЦЕССОВ ТМО.	206
Именной указатель	207-208
Содержание	

ДЛЯ ЗАМЕТОК

ДЛЯ ЗАМЕТОК

Научное издание

50 Международный научный симпозиум

«Актуальные
проблемы прочности»

Материалы конференции, часть 1,

27 сентября – 1 октября 2010 года
Витебск, Беларусь

Все работы публикуются в авторской редакции.

Оформление и компьютерная верстка Черняевой Е.В.

Подписано в печать 13.09.10 Формат 60X90 1/16 Тираж 140 экз.
Гарнитура Times New Roman Усл. печ. л. 18.1 Уч.изд.л. 13.6 Заказ № 346
Печать ризографическая

Выпущено издательским отделом ЦИТ ВГТУ
УО «Витебский государственный технологический университет»
210035, Республика Беларусь, г. Витебск, Московский пр-т, 72
Лицензия № 02330/0494384 от 16.03.2009 г.