

XXIII Петербургские чтения по проблемам прочности,

**посвященные 100-летию ФТИ им. А. Ф. Иоффе
и 110-летию чл.-корр. АН СССР А. В. Степанова**



СБОРНИК МАТЕРИАЛОВ



**Санкт-Петербург
2018**

Научный совет РАН по физике конденсированного состояния
Научный совет РАН по механике деформируемого твердого тела
Межгосударственный координационный совет
по физике прочности и пластичности материалов
Санкт-Петербургский государственный университет
Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН

XXIII Петербургские чтения по проблемам прочности,

посвященные 100-летию ФТИ им. А.Ф. Иоффе
и 110-летию со дня рождения чл.-корр. АН СССР А.В. Степанова

10-12 апреля 2018 г., Санкт-Петербург, Россия

Сборник материалов

Санкт-Петербург
ВВМ
2018

УДК 539.4
ББК 34
П29

П29 **XXIII Петербургские чтения по проблемам прочности, посвященные 100-летию ФТИ им. А. Ф. Иоффе и 110-летию со дня рождения чл.-кор. АН СССР А. В. Степанова. 10–12 апреля 2018 г., Санкт-Петербург: сб. материалов.—СПб.: Изд-во ВВМ, 2018.— 380 с.**

ISBN 978-5-9651-1135-0

Статьи публикуются в авторской редакции

XXIII ПЕТЕРБУРГСКИЕ ЧТЕНИЯ ПО ПРОБЛЕМАМ ПРОЧНОСТИ

к 100-летию ФТИ им. А.Ф. Иоффе и
110-летию со дня рождения чл.-корр. АН СССР А.В. Степанова

XXIII Петербургские Чтения посвящены знаменательным датам: 100-летию ФТИ им. А.Ф. Иоффе и 110-летию со дня рождения чл.-корр. АН СССР А.В. Степанова.

Первые Ленинградские (с 1992 года - Петербургские) Чтения по проблемам прочности состоялись в 1989 году и с тех пор проводятся практически ежегодно. Чтения были организованы по инициативе группы сотрудников ФТИ им. А.Ф. Иоффе (среди которых был академик С.Н. Журков), Ленинградского Государственного Университета (ныне – СПбГУ), секции прочности и пластичности им. акад. Н.Н. Давиденкова Ленинградского Дома Ученых им. М. Горького. С 1992 года активное участие в проведении Чтений играет Межгосударственный координационный Совет (МКС) по физике прочности и пластичности, председателем которого (как и секции Дома Ученых) был профессор Владимир Александрович Лихачев.

Ученик и аспирант академика Н.Н. Давиденкова В.А. Лихачев начал работу в ФТИ им. А.Ф. Иоффе, а затем, в качестве заведующего лабораторией, перешел в Ленинградский Государственный Университет.

С 1989 по 1996 года именно В.А. Лихачев провел основную работу по организации и проведению Чтений. Особенности Чтений стал их высокий научный уровень, требовательное, и в тоже время доброжелательное отношение к различным точкам зрения и подходам к современным проблемам физики и механики прочности.

В 1996 году, после проведения VII Петербургских Чтений, В.А. Лихачева не стало. Работу по организации и проведению Чтений продолжил его ближайший соратник (также, как В.А. Лихачев, закончивший кафедру у Н.Н. Давиденкова) – Владимир Иванович Бетехтин, ученик академика С.Н. Журкова (ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН); он же заменил В.А. Лихачева в качестве председателя МКС.

Чтения стали престижным научным форумом, на котором с пленарными докладами выступали более 150 ведущих ученых СССР, а впоследствии – России, Беларуси, Украины и других стран. Это академики Н.Ф. Морозов, В.М. Счастливцев, В.Е. Панин, С.А. Фирстов, И.М. Неклюдов; члены-корреспонденты М.И. Карпов, В.В. Рубаник, С.Г. Псахье, В.В. Рыбин, Ю.В. Мильман, В.В. Слезов, В.Н. Варюхин, Ю.К. Петреня, М.В. Сильников; профессора Э.В. Козлов, А.М. Глезер, В.Л. Инденбом, Г.Г. Талуц, Н.И. Носкова, Н.А. Конева, В.И. Бетехтин, А.И. Слуцкер, Ю.И. Мещеряков, Ю.Р. Колобов, О.Б. Наймарк, А.А. Викарчук, Ю.И. Головин, В.А. Федоров, М.М. Криштал, А.В. Зуев, Б.Б. Страумал, В.И. Альшиц, Я.Д. Вишняков, Е.В. Зосимчук, А.Л. Суворов и многие другие.

С 2009 года, после организации аналогичных Московских Чтений, их проведение стало ежегодно чередоваться в Петербурге и Москве. Петербургские Чтения посвящались обычно юбилейным датам, связанным, в основном, с Петербургской (Ленинградской) школой прочнистов. В 2018 году исполняется 100 лет со дня основания ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, в котором работали выдающиеся ученые, которые были связаны с проблемой прочности материалов: академики А.Ф. Иоффе, А.П. Александров, С.Н. Журков, Н.Н. Давиденков, члены-корреспонденты Я.И. Френкель, А.В. Степанов, профессора Ф.Ф. Витман, Н.А. Златин, В.А. Степанов, В.А. Лихачев, А.Н. Орлов, В.И. Владимиров, В.Р. Регель, Б.И. Смирнов, А.И. Слуцкер и многие другие.

В 2018 году исполняется также 110 лет со дня рождения чл.-корреспондента АН СССР Александра Васильевича Степанова, работам которого посвящена секция XXIII Чтений.

Все проведенные Петербургские Чтения по проблемам прочности подтвердили, что они остались престижным форумом, сохранившим заложенные его создателями высокий научный уровень и культурные традиции Петербурга (Ленинграда).

Хотелось выразить глубокую благодарность академику Никите Федоровичу Морозову за его руководство Оргкомитетом XXI, XXII, XXIII Чтений, отметить, что в подготовке и проведении этих Чтений принимали активное участие как ученики В.А. Лихачева (А.И. Разов, С.П. Беляев, А.Е. Волков), С.Н. Журкова (А.Г. Кадомцев), А.В. Степанова (С.П. Никаноров, В.И. Николаев), а также большой вклад в работу Чтений секретаря Оргкомитета Е.В. Черняевой.

Бетехтин В.И.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе
vladimir.betekhtin@mail.ioffe.ru

ПРОБЛЕМА РАЗРУШЕНИЯ И ВКЛАД ФТИ ИМ. А.Ф. ИОФФЕ В ЕЕ РЕШЕНИЕ

Ботвина Л.Р.

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия*
botvina@imet.ac.ru;

Для описания кинетических процессов, происходящих в разных средах, часто успешно используются одни и те же соотношения, свидетельствующие о том, что закономерности этих процессов являются подобными.

Так, известное соотношение Аррениуса, используемое для описания скорости реакции гидролиза тростникового сахара под действием кислот, а также процессов горения, послужило основой для развития представлений о кинетической природе прочности твердых тел, и было предложено С.Н. Журковым и его коллегами для оценки долговечности и скорости процесса деформации твердых тел.

Согласно этой концепции, разрушение является кинетическим процессом, развивающимся в пространстве и времени.

Кинетический подход к процессу разрушения был исключительно полезен для понимания важности изучения развития поврежденности в материале в зависимости от его структуры и условий нагружения и для обеспечения надежности материала в процессе эксплуатации.

Предложенное позже уравнение Пэриса–Эрдогана для описания кинетики роста усталостной трещины нашло отражение во многих исследованиях усталости конструкционных материалов и привело к оценке характеристик, обеспечивающих возможность прогнозирования поведения элементов конструкций.

Новым подходом было и предложенное сотрудниками ФТИ описание эволюции поврежденности, предшествующей формированию магистральной трещины и характеризующейся концентрационным критерием. Уменьшение этого критерия в процессе нагружения свидетельствовало о взаимодействии возникших дефектов, их слиянии и достижении критического состояния материала. Совместные исследования сотрудников ФТИ и ИФЗ РАН позволили использовать этот критерий для оценки поврежденности в земной коре, предшествующей сейсмическим явлениям, и послужили, таким образом, развитию междисциплинарных исследований по проблеме разрушения.

В настоящем докладе кинетический процесс разрушения будет рассмотрен с единых позиций теории фазовых переходов, позволяющей анализировать развитие разрушения под действием различных факторов и в различных условиях нагружения. Будет показано, что единый подход к многообразным явлениям в разных средах позволяет устанавливать физически обоснованные критерии, соответствующие смене механизма кинетического процесса; прогнозировать особенности кинетических процессов вблизи критической точки, т.е. проявления различного рода неустойчивостей в развитии процесса; оценивать "расстояние" до критической точки и скорость её достижения; устанавливать новые критерии подобия процесса и использовать для анализа явлений разрушения подходы, применяемые при описании различных по своей природе процессов.

Будут рассмотрены также результаты оценки концентрационного критерия поврежденности при статическом и циклическом нагружении широко распространенных конструкционных сталей, и взаимосвязь этого критерия с физическими свойствами материалов и площадью повреждений на различных стадиях нагружения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, проект №15-19-00237.

УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Cu–0.2 WT% Zr, ПОЛУЧЕННОГО РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Бетехтин В.И., Кардашев Б.К., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г.

ФТИ им. А.Ф.Иоффе, Санкт-Петербург, Россия
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Изучалось поведение модуля Юнга E , внутреннего трения δ и напряжения микропластического течения σ_s сплава Cu–0.2%Zr после интенсивной пластической деформации методом равноканального углового прессования (РКУП) и последующего воздействия на образцы высокого гидростатического давления.

Исследование упруго-пластических свойств было выполнено резонансным методом составного пьезоэлектрического вибратора [1]. Образцы сплава для акустических измерений имели форму стержней прямоугольного поперечного сечения $\sim(2 \times 2)$ mm² длиной $l \approx 18$ mm. Модуль Юнга определялся по формуле

$$E = 4\rho l^2 f^2,$$

где ρ – плотность образца. Структурные исследования показали, что после 12 проходов РКУП размер зерна в сплаве Cu-0.2%Zr составляет около ~ 0.35 μm , а также обнаружено наличие precipитатов Cu₉Zr₂, средний размер которых около 4 nm [2]. Методом малоуглового рентгеновского рассеяния и денситометрии обнаружено, что с увеличением числа проходов наблюдается повышение интегральной пористости, и максимальное значение разуплотнения $\Delta\rho/\rho$ составляет $\sim 0.3\%$.

Установлено, что модуль Юнга после первого прохода РКУП резко увеличивается от ~ 119 до ~ 130 GPa, что, как показал анализ, в основном обусловлено ростом высоких внутренних напряжений при РКУП. При дальнейшем увеличении числа проходов E остается практически на постоянном уровне с небольшими увеличениями после приложения высокого гидростатического давления. Такое поведение модуля упругости можно объяснить совместным влиянием дислокационной деформации, которая может меняться как в сторону увеличения, так и в сторону уменьшения за счет изменений плотности дислокаций, уменьшения характерной длины дислокационных сегментов [3] и эволюции нанопористости, а также благодаря изменениям внутренних напряжений [4]. Величина декремента δ_i практически не изменяется при РКУП и составляет $\sim 32 \cdot 10^{-5}$. После приложения гидростатического давления имеет место монотонное уменьшение декремента с увеличением числа проходов РКУП. Небольшой рост и снижение декремента под давлением можно объяснить уменьшением объемной доли нанопор под давлением. Условный предел микротекучести увеличивается при РКУП (как до, так и особенно после приложения гидростатического давления). Важную роль здесь может играть также увеличение доли большеугловых границ при РКУП. Такое поведение предела микротекучести хорошо коррелирует с ростом при РКУП микротвердости и предела текучести, характеризующих прочность при кратковременном нагружении [5]. Однако, как показано в [2], с ростом числа проходов для того же самого сплава долговечность, характеризующая прочность при длительном нагружении в режиме ползучести, резко (до 10 раз) падает. Причины указанного расхождения рассмотрены в [2, 6].

Наблюдаемое изменение модуля Юнга E , декремента δ_i и условного предела микротекучести σ_s после РКУП и последующего воздействия высокого гидростатического давления связано как с дислокационными эффектами, так и с изменением пористости, которая, согласно полученным данным, увеличивается при РКУП и уменьшается за счет залечивания под давлением.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта №18-08-00360.

1. Никаноров С.П., Кардашев Б.К. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов. М.: Наука, 1985. 254с.
2. Dvorak J., Sklenicka V., Betekhtin V.I. et al. // Mat.Sci.Eng.A, 2013. 584. P.103-113.
3. Gremaud G.// Mat.Sci.Forum. 2001. 178. P. 366-368.
4. Кардашев Б.К., Плаксин О.А., Степанов В.А., Чернов В.М. //ФТТ. 2004. 46 (8) С. 1409-1415.
5. Valiev R.Z., Estrin Y., Horita Z. et al // Mater.Res.Lett. 2016. 4 (1). P. 1-21.
6. Бетехтин В.И., Sklenicka V., Кадомцев А.Г. и др. // ФТТ. 2017. 59 (5). С. 935-941.

ИЗМЕНЕНИЕ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

**Корсуков В.Е., Бетехтин В.И., Бутенко П.Н., Гиляров В.Л.,
Корсукова М.М., Гиляров И.В., Обидов Б.А.**

ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
Vjacheslav.Korsukov@mail.ioffe.ru

Статистический подход к изучению механизмов деформации и разрушения материалов, в частности металлов и металлических стекол, обеспечил значительный прогресс в этой области, достигнутый за последние годы. При этом заметная роль отводится изучению дефектообразования в приповерхностных слоях [1,2].

Методы сканирующей туннельной и атомной силовой микроскопии применены

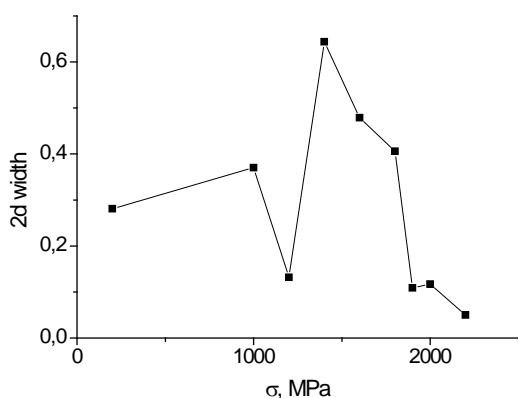


Рис. 1. Ширина спектра сингулярностей в двумерном (2d) случае

для изучения микро - и нанорельефа боковых нагруженных поверхностей и поверхностей разрыва фольг аморфных сплавов $Fe_{77}Ni_{13}Si_9B_{13}$. Методом вейвлет-преобразований рассчитаны фрактальные характеристики поверхностей – полуширина спектра сингулярностей (двумерный случай). На рис.1 показано поведение ширины спектра сингулярностей в зависимости от внешнего растягивающего напряжения.

Из рисунка видно, что перед разрывом образца полуширина спектра сингулярностей имеет тенденцию перехода к монофрактальности. Это, по нашему мнению, является одним из признаков предстоящего разрыва об-

разца. В работе [2] рассмотрен одномерный случай.

Показано, что двухмерный подход более информативен. С точки зрения нелинейной динамики такое поведение обусловлено изменением характера процесса от более сложного мультифрактального к более простому – монофрактальному, т.е. к фрактальной самоорганизации.

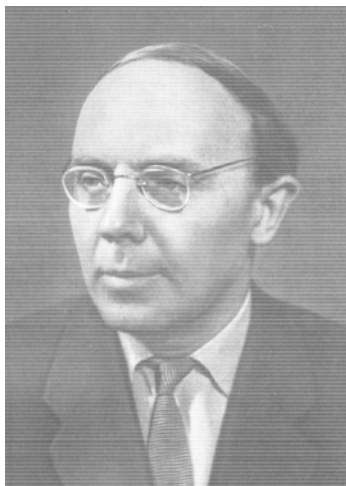
Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-08-00360.

1. A. Vinogradov, I.S. Yasnikov, Y. Estrin. Phys. Rev. Lett. 108, 205, 504 (2012).
2. В.Л. Гиляров, В.Е. Корсуков, П.Н. Бутенко, И.Н. Светлов. ФТТ 46, 1806 (2004)
3. M. Nasehnejad, M. Cholipour Shahraki, G. Nabiyouni. Applied Surface Science, 389, 735-741 (2016).

ПЛАСТИЧНОСТЬ. ПРОЧНОСТЬ И ФОРМООБРАЗОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПО А.В. СТЕПАНОВУ

Никаноров С.П.

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



Вся жизнь А.В. Степанова связана с Физико-техническим институтом им. А.Ф. Иоффе. Родился в 1908 г. Еще школьником, во время каникул он поступил в ЛФТИ препаратором. Здесь он продолжил работу, став студентом Физико-механического факультета Ленинградского Политехнического института (1926г.). В лаборатории молекулярной физики, руководимой И.В. Обреимовым, он работал по теме «Исследование пластической деформации щелочно-галоидных кристаллов оптическими методами» и ознакомился с методами выращивания крупных монокристаллов. В

1929- 1930гг он работает по той же теме во вновь созданном Харьковском Физико-техническом институте, организованным И.В. Обреимовым. Затем он возвращается в ЛФТИ и по приглашению А.Ф. Иоффе поступает в группу, позднее лабораторию пластической деформации М.В. Классен-Неклюдовой. Он уже полностью сложившийся ученый. Продолжается работа по тем направлениям, которые вели А.Ф. Иоффе и И.В.Обреимов, и начинаются самостоятельные исследования по его собственным замыслам и идеям в области физики пластичности и прочности и по росту кристаллов. В 1937- 1939 г. он защитил кандидатскую и докторскую диссертацию и получил звание профессора по «физике». В 1939г. А.В. Степанов возглавил работы по физике прочности и пластичности кристаллов в ФТИ. Во время войны вместе с коллективом института был эвакуирован в г.Казань, где работал по оборонной тематике. С 1947 г. он руководил группой, а затем лабораторией Физики кристаллов вплоть до кончины в 1972г. Одновременно заведовал кафедрой теоретической физики в Государственном педагогическом институте.

В 1968 г был избран членом-корреспондентом Академии наук СССР. Награжден орденами Ленина и Знак почета, и медалями.

Исследования А.В. Степанова по физике прочности и пластичности 1933-1938 гг по праву считаются крупным достижением советской физики, опережавшей в то время зарубежную в этой области [1]. Согласно опытам А.Ф. Иоффе и Гриффитса считалось, что хрупкое разрушение происходит вследствие развития зародышевых микротрещин, существовавших еще до нагружения образца. А.В. Степанов впервые заявил, что очаги хрупкого разрушения могут возникать в процессе пластической деформации кристалла при его нагружении, которая хотя бы в самой ничтожной степени всегда предшествует излому. Опасные дефекты, приводящие к возникновению зародышевой трещины и разрушению возникают при разных видах пластического формоизменения (скольжение, двойникование).[2] Однако ранее считалось, что пластическая деформация только упрочняет деформируемый материал. Поэтому всеобщее признание этой идеи А.В. Степанова стало возможным лишь после дальнейшего экспериментального изучения условий хрупкого разрушения, как самим автором ее, так и другими исследователями,

неизменно подтверждавшего связь разрушения с пластичностью. Позднее появляются и развиваются дислокационные теории пластической деформации и разрушения кристаллических материалов. Все они принимают идеи А.В. Степанова. Так, в обзоре И.Л. Инденбома и А.Н. Орлова [3] отмечается, что ряд атомных механизмов зарождения трещин является дислокационным описанием идеи А.В. Степанова о развитии очагов разрушения в процессе пластической деформации. Известный американский физик-экспериментатор Дж.Гилман, посетивший нашу лабораторию в ФТИ и ознакомившийся с работами учеников А.В. Степанова по динамике дислокаций, писал [3]: «Степанов был первым, кто понял, что пластическая деформация может вызывать зарождение трещин в ионных кристаллах... Его выводы были отчетливо подтверждены недавними работами».

В эти же годы А.В. Степанов исследует причины возникновения скольжения. Он установил, что зародыши сдвига возникают на поверхности в местах локального приложения силы. Усилия для их возникновения определяются прочностью самой решетки, а напряжения для движения полос скольжения близки к пределу упругости материала. Гилман, исследовавший эти явления в 60-е годы на уровне отдельных дислокаций, также отмечает, что основные черты этих явлений давно исследованы А.В. Степановым с помощью метода двойного лучепреломления.

В 30-40-е годы А.В. Степанов выполнил ряд исследований, выявил новые эффекты и материалы с необычными свойствами, представляющиеся важными для дальнейшего развития физики пластичности и прочности. Так в 1933г. он открыл эффект электризации полос скольжения при пластической деформации ионных кристаллов [4,5]. Четверть века спустя эксперименты А.В. Степанова были повторены в несколько измененном виде Фишбахом и Новиком [6]. Они были первыми, кто связал эффект Степанова с заряженными дислокациями. С тех пор начались интенсивные исследования электромеханических явлений в разных кристаллах, преимущественно методами физической акустики.[7]. В этих работах изучается механизм микропластической деформации, а электрический заряд может быть маркером дислокаций.

Еще до Отечественной войны А.В. Степанов открыл необычный металлический характер механического поведения галоидных соединений серебра и таллия и предложил применять эти «прозрачные металлы» для новых оптических методов исследования напряженного состояния в анизотропных телах. Позднее им были установлены закономерности деформирования и разрушения пространственно неоднородных анизотропных тел. Им был изучен на макроуровне характер деформирования и разрушения ряда слоистых пластинчатых и стержневых твердых тел, являющихся моделями, широко исследуемых и применяемых в настоящее время композиционных материалов.

С конца 50-х до его кончины А.В. Степанов с учениками развернул широкие исследования упругости и микропластичности монокристаллов методами физической акустики (С.П. Никаноров, Б.К. Кардашев), свойств высокопрочных, бездислокационных нитевидных кристаллов и динамики отдельных дислокаций (Э.М. Надгорный), скачкообразной деформации и разрушения при сверхнизких температурах и в разных средах (О.В. Клявин и Ю.М. Чернов).

Для исследований механических свойств кристаллов требовались образцы определенной формы при минимальной механической обработке, так как она приводила к неконтролируемому возникновению дефектов. А.В. Степанов столкнулся с этой задачей, когда поступил в ЛФТИ. В лаборатории И.В. Обреимова выращивали кристаллические образцы в тигле, имевшем форму гантели. Но нужен был более совершенный метод. В 1938 г. А.В. Степанов предложил новый принцип формообразования, согласно которому, форму или элемент формы целесообразно получать в жидком состоянии за счет различных эффектов, когда расплав у фронта кристаллизации не контактирует со стенками тигля, и затем переводить эту форму в твердое состояние. В послевоенные годы А.В. Степанов с сотрудниками развернул в ФТИ им. А.Ф. Иоффе исследования физиче-

ских основ предложенного им метода и разработку способов получения поликристаллических и монокристалльных изделий разных форм из разных материалов [8]. Исследованы процессы капиллярного формообразования и влияние тепловых условий на устойчивость процесса кристаллизации заданной формы (С.В. Цивинский, В.А. Татарченко, П.И. Антонов). Изучено влияние анизотропии скорости роста на форму и структуру выращиваемых профилированных кристаллов, исследовано возникновение термических напряжений и их влияние на дефектообразование (П.И. Антонов, В.М. Крымов, С.И. Бахолдин, и др.), Эти работы проводились в содружестве с лаб. Прикладной математики и математической физики (Э.А. Тропп, В.С. Юферев, Е.В. Галактионов, М.Г. Васильев и др.). Разработаны методики выращивания разных металлических материалов: алюминий, цинк, медь, магний и его сплавы, высокоуглеродистая сталь (А.С. Костыгов, Б.Н. Корчунов, В.А. Татарченко). Разработаны разные способы получения профилированных монокристаллов полупроводников: германий (С.В. Цивинский, П.И. Антонов, Ю.И. Коптев, В.М. Крымов), антимонид индия (Ю.Г. Носов), кремний диэлектриков (сапфир) ионные кристаллы. С 1968 г. в исследования и применения метода Степанова включаются сотрудники ряда других организаций и ведомств. Координация этих работ осуществляется с помощью созданных А.В. Степановым всесоюзных, а затем всероссийских совещаний по получению профилированных кристаллов [9]. Возможности метода расширяются после разработки в США способа EFG [9]. Разрабатывается 12 вариантов метода. Среди них рост из элемента формы, техника некапиллярного формования, способ вариационного формообразования и другие. Они позволяют создавать разные формы изделия как в плоскости нормальной к направлению вытягивания образца из расплава, так и в 3D измерениях [10]. К этим вариантам следует добавить метод непрерывного литья монокристаллических слитков Оно, разработанный в Японии в 1986г. [11]. Этот метод позволяет производить горизонтальное вытягивание монокристалльного стержня со скоростью затвердевания до 500 мм/мин. Можно считать, что способ Степанова стал одним из основных методов получения профилированных монокристаллов. Надо отметить, что метод Степанова оказался наиболее эффективным при изучении структуры и свойств монокристалльных слитков заэвтектических сплавов алюминия с кремнием, полученным при направленной кристаллизации. Он позволил найти новый путь получения образцов с супер модифицированной микроструктурой, высокими прочностью и пластичностью и рекордно высоким индексом качества. Детали этой работы будут представлены на этой конференции в докладе В.Н.Осипова и С.П. Никанорова.

1. А.В. Степанов Основы практической прочности кристаллов. Отв.ред. Г.В. Курдюмов, М, Наука, 1974, 130с.
2. Е.А. Милькманович, Канд. дисс., Л., 1939.
3. J.J. Gilman. Progr/ Ceramic Sci., **1**, 146, 1961(Русский перевод: УФН, 30.вып.3, 455, 1963).
4. A.V. Stepanov. Phys.Z. Sovjetunion, **2**, 537, (1932).
5. A.V. Stepanov. Z. Phys. Sci., **81**, 560, (1933).
6. D.B. Fischbach, A.S Novick.J., Phys., Chem. Sol., **5**, 302, (1958).
7. С.П. Никаноров, Б.К. Кардашев. Упругость и дислокационная неупругость кристаллов, М. Наука, 1985, с.176 – 220.
8. П.И. Антонов, Д.М. Затуловский, А.С. Костыгов и др. Получение профилированных монокристаллов и изделий способом Степанова, Ред. В.Р. Регель, С.П. Никаноров, Л., Наука, 1981, 280с.
9. Изв.РАН. Сер. физ., **58**, № 9, (1994), **63**, № 9 (1999), **68**, № 6, (2004), **73**, №10 (2009).
10. P.I. Antonov, V.N. Kurlov. A review of Development in Shaped Crystal Growth of Sapphire by the Stepanov and related Techniques, Progress in Crystal Growth and Characterization of Materials, 63-122, (2002).
11. A. Ohno, J.of Metals, **38**, 13 (1986).

ВЛИЯНИЕ КИНЕТИКИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ НА ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ НАПРАВЛЕННО-ЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Осипов В.Н., Никаноров С.П.

ФТИ им А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
osvn@mail.ioffe.ru

Известно, в частности из наших работ, что прочность сплава AlSi равномерно растет до содержания кремния, соответствующему содержанию в эвтектической точке, а затем резко падает [1] (Рис.1). Падение прочности связано с появлением при высокой концентрации Si в сплаве первичных кристаллов кремния, имеющих пластинчатую форму с острыми гранями.

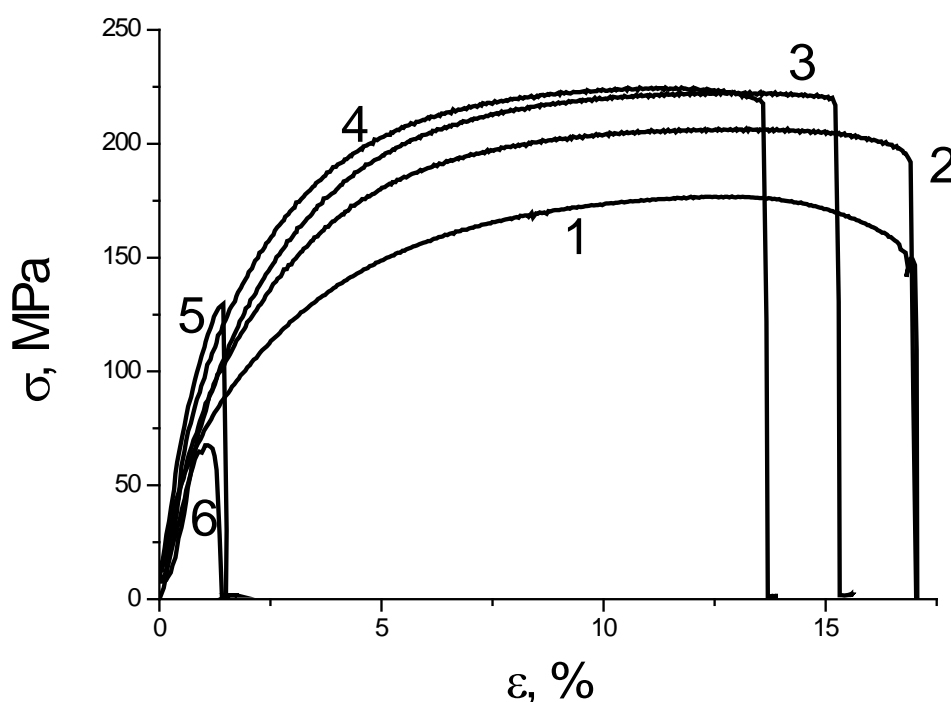


Рис.1. Диаграммы растяжения сплавов AlSi с содержанием кремния: (1) – 8, (2) – 11,7, (3) – 13, (4) – 15, (5) – 20, (6) – 25 % вес. (V крист. = $10^3 \mu\text{m/s}$)

В связи с этим, основные наши исследования были связаны с изучением заэвтектических композиций (до 25% вес. Si в AlSi и до 64% вес. Ge в AlGe) [1, 2], с целью добиться повышения прочности и пластичности при увеличении концентрации высокопрочных компонент сплава, используя преимущества метода направленной кристаллизации (способа Степанова): стабильность теплового фронта, возможность управления в широких пределах скоростью затвердевания. Для диаграммы фазового равновесия сплава AlSi эвтектическая точка наблюдается при 12,5% вес. Si, для сплава AlGe – при 53% вес. Ge. Дополнительно в качестве второго сплава был выбран сплав AlGe, имеющий такую же диаграмму состояния, как и диаграмма AlSi, но более широкий интервал растворимости Ge в Al в твердом состоянии и значительно более высокую концентрацию Ge в эвтектической точке.

В исследованиях на направленно-закристаллизованных сплавах AlSi с различным соотношением элементов было выяснено, что увеличение скорости кристаллизации вызывает сдвиг эвтектической точки и максимума прочности в сторону увеличения кон-

центрации второго элемента (Si) (рис.2) вследствие снижения температуры кристаллизации эвтектики, а также рост прочности и пластичности при испытаниях на растяжение (рост индекса качества).

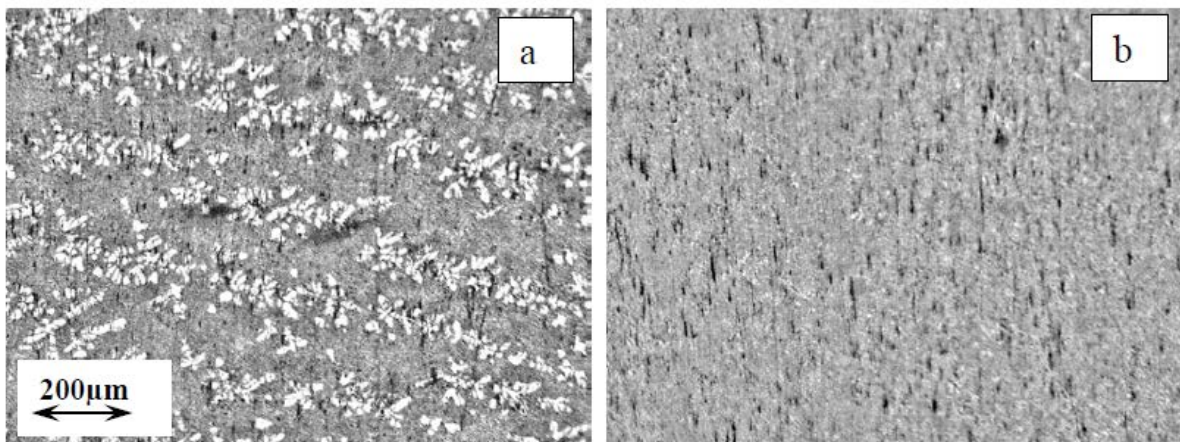


Рис. 2. Микроструктура сплавов AlSi в зависимости от содержания Si (поперечные сечения) *a* – 13 % Si вес. (белый цвет – дендриты α -Al, серый – эвтектика α -Al+Si); *b* – 15 % Si вес. (V крист. = $10^3 \mu\text{m/s}$)

Увеличение прочности в доэвтектическом сплаве (до 15% вес. Si в AlSi и до 53% вес. Ge в AlGe) объясняется увеличением объемной доли более прочной эвтектики и уменьшением доли более пластичных дендритов твердого α -Al-раствора согласно правилу смеси. Было найдено, что растет и микротвердость дендритов с увеличением содержания второго компонента сплава, в то время как микротвердость эвтектики остается неизменной как в доэвтектических, так и в заэвтектических составах (рис. 3).

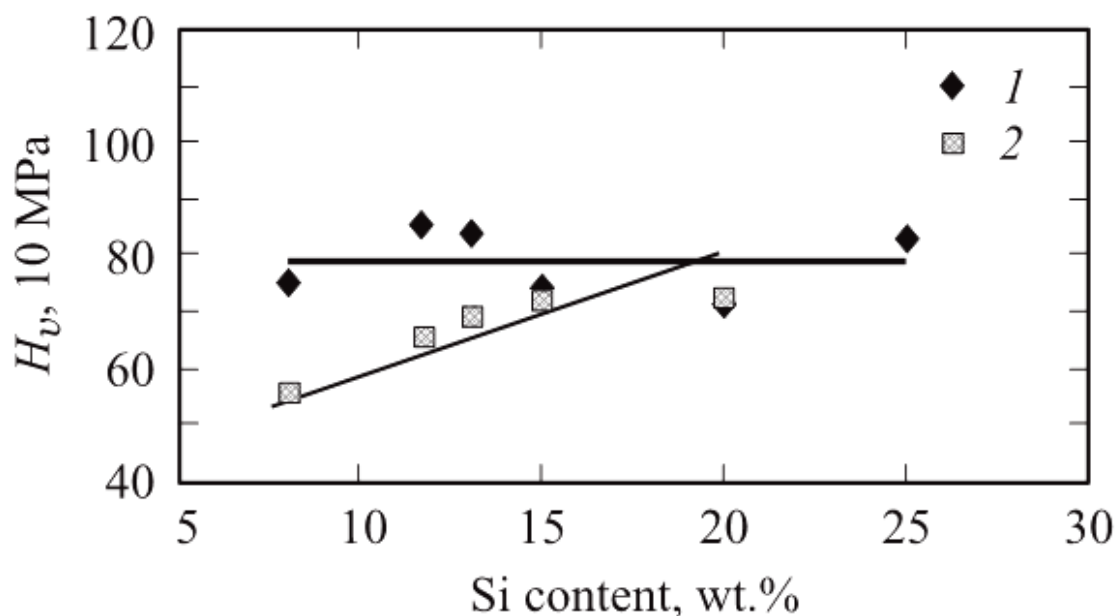


Рис. 3. Зависимость микротвердости по Викерсу (H_v) для образцов α -Al+Si от содержания кремния при нагрузке 10 (1) и 100 г (2); V крист. = $10^3 \mu\text{m/s}$

Стронций является эффективным модификатором структуры сплавов алюминия с кремнием, и влияние стронция на структуру и механические свойства бинарных и многокомпонентных сплавов на основе алюминия с кремнием изучалось в ряде работ. В связи с этим были проведены исследования эффективности модифицирования сплава при эвтектических составах, соответствующих разным скоростям затвердевания в случае получения образцов методом направленной кристаллизации [3] (рис. 4).

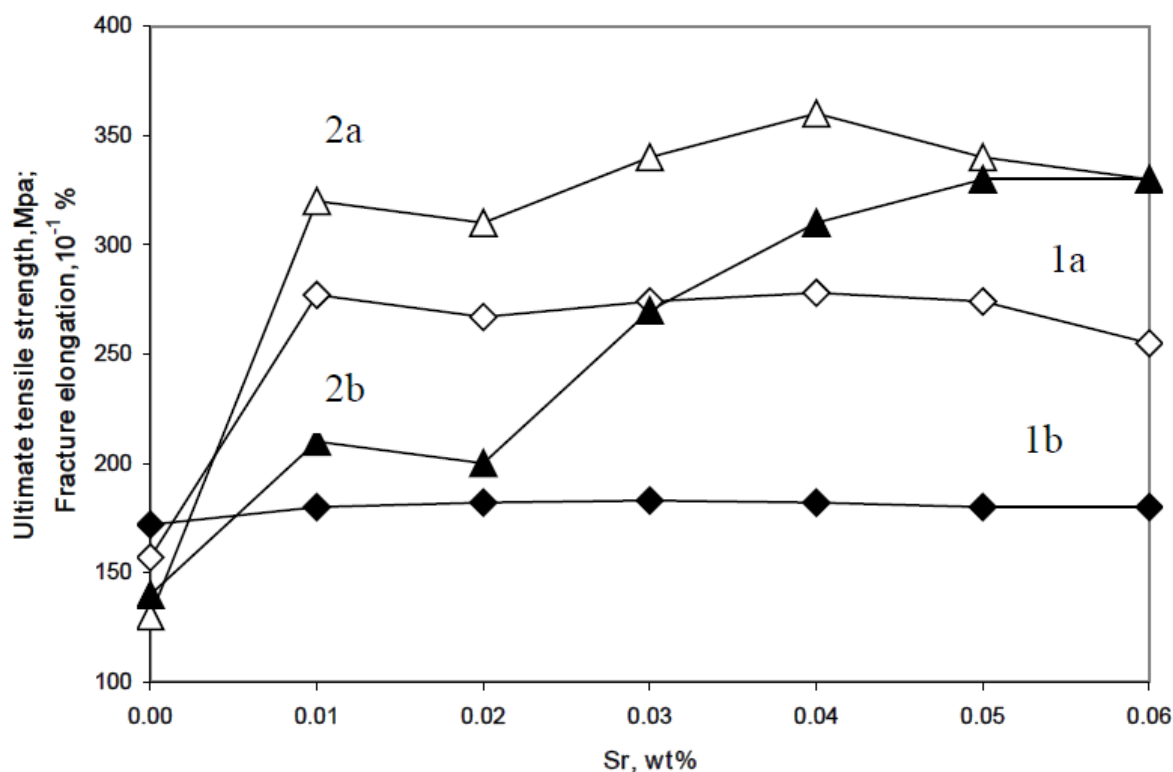


Рис. 4. Предел прочности UTS и относительное удлинение (fracture elongation) – ϵ для сплава Al–Si 15% вес с различным содержанием стронция (Sr): (1a, 1b) – UTS образцов, полученных при V крист. $10^3 \mu\text{m/s}$ и $10^2 \mu\text{m/s}$ соответственно; (2a, 2b) – ϵ образцов, полученных при V крист. $10^3 \mu\text{m/s}$ и $10^2 \mu\text{m/s}$ соответственно

Установлено, что модифицирование стронцием эвтектических силуминов AlSi вызвало резкий рост пластичности как в случае малой, $100 \mu\text{m/s}$, так и большой, $1000 \mu\text{m/s}$ скоростей затвердевания сплавов. Найденная оптимальная концентрация модификатора составила 0,01 вес. % Sr.

Список литературы

1. С.П. Никаноров, Л.И. Деркаченко, В.Н. Осипов, В.В. Шпейзман и др. ФТТ, 2013, 55, с.1119.
2. Л.И. Деркаченко, С.П. Никаноров, В.Н. Осипов, В.В. Шпейзман. ФТТ, 2014, 56, с.512
3. А.И. Аверкин, Б.Н. Корчунов, С.П. Никаноров, В.Н. Осипов. Письма в ЖТФ, 2016, 42, с.67

РАЗВИТИЕ СПОСОБА СТЕПАНОВА, ПРОФИЛИРОВАННЫЕ МОНОКРИСТАЛЛЫ СЕГОДНЯ: ТЕХНОЛОГИЯ, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЯ

Николаев В.И., Крымов В.М., Пульнев С.А.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия
nkvlad@inbox.ru

Идеи А.В. Степанова о формообразовании кристаллов послужили основой для развития новых технологий получения кристаллических материалов и изделий из них [1,2]. В современной науке и технике способ Степанова упоминается в большей степени не как конкретный вариант кристаллизации, предложенный А.В. Степановым в 30-50-е, а значительно шире. Фактически все ростовые технологии с использованием интерфейсного устройства между расплавом и кристаллом можно назвать способом Степанова. В коммерческом плане наиболее известен вариант способа Степанова, так называемый в англоязычной литературе EFG (edge-defined film fed growth), который первоначально был развит для производства изделий из сапфира и далее применялся и к родственным высокотемпературным оксидным материалам. В настоящее время > 15 % сапфировых кристаллов и изделий из них производятся по этой технологии. Есть примеры, когда, данная технология получения для отдельных типов кристаллов является основной, так подложечные пластины нового широкозонного полупроводника β -Ga₂O₃ производятся только данным методом [3].

Лаборатория физики профилированных кристаллов ФТИ им. А.Ф.Иоффе сохраняет традиции, заложенные ее основателем А.В.Степановым, и продолжает поиск новых решений в вопросах получения высококачественных кристаллов различного назначения. В поле зрения исследований лаборатории находятся, как конструкционные материалы, так и функциональные монокристаллы.

В настоящий момент поисковые исследования сконцентрированы на следующих основных направлениях:

- кристаллы сапфира (α -Al₂O₃) и изделия из них [4];
- новые оксидные полупроводники (β - Ga₂O₃) [5];
- кристаллы с эффектом памяти формы с классическим термоупругим превращением – на основе сплавов Cu–Al–Ni [6] ;
- кристаллы с магнитным эффектом памяти формы на основе сплавов Ni-Fe-Ga-(Co) с взрывным характером восстановления деформации памяти формы [7];
- конструкционные сплавы на основе Al–Si [8].

Рисунки 1–4 демонстрируют достижения лаборатории последних лет. Ленты с атомарно гладкой поверхностью, в том числе, были использованы для тестирования светодиодных структур на основе GaN. Изготовлены лампы специального назначения (рис.2). Получены в виде прутков длинные кристаллы сплавов Ni–Fe–Ga–(Co) пригодные для тестирования в силовых приводах (рис.3). На основе монокристаллов сплавов Cu–Al–Ni изготовлен макет мини-робота (рис.4).

Эта работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант РНФ № 16-19-00129).



Рис.1. Структурно совершенные сапфировые ленты базисной (0001) ориентации (без блоков).



Рис. 2. Газоразрядная лампа, изготовленная из сапфировой трубки.

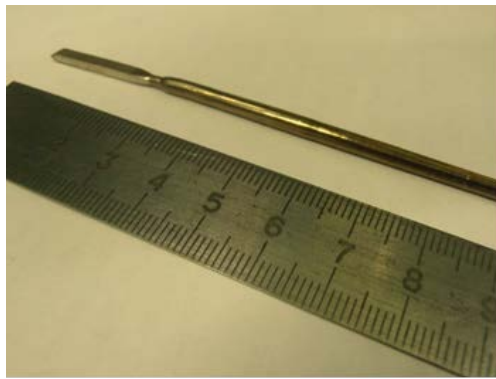


Рис. 3. Монокристалл сплава Ni–Fe–Ga, выращенный по способу Степанова

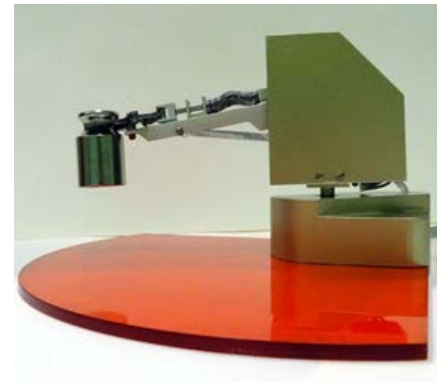


Рис. 4. Макет робота-манипулятора с поступательным и вращательным силовыми двигателями, изготовленный на кристаллах сплава Cu–Al–Ni

Список литературы

1. А.В. Степанов. Способ изготовления полуфабрикатов из полупроводниковых материалов путем непосредственного вытягивания или выпрессовывания из расплава. Авт. свид.№112624-Бюл. изобрет.,1958, №5, с.89
2. А.В. Степанов. Новый способ получения изделий (листа, труб, прутков, разного профиля и т.п.) непосредственно из расплава-1. ЖТФ,1959, т.29,№3, с 381-393
3. S.I. Stepanov, V.I. Nikolaev, V.E. Bougrov, A.E. Romanov, Gallium oxide: properties and application-a review, Rev. Adv. Mater. Sci. 44 (2016) 63–86
4. V.M. Krymov, Yu.G. Nosov, S.I. Bakholdin, et.al. Blocks and residual stresses in shaped sapphire single crystals, J. Cryst. Growth 457 (2017) 314-319
5. V.I. Nikolaev; V.N.Maslov, S.I.Stepanov, et.al. Growth and characterization of β -Ga₂O₃ crystals, J. Cryst. Growth 457 (2017) 132-136
6. A.I. Priadko, V.I. Nikolaev, S.A. Pulnev, et.al. Shape memory Cu–Al–Ni single crystals for application in rotary actuators, Materials Physics and Mechanics 32 (2017) 83-87
7. V.I. Nikolaev, G.A. Malygin, A.I. Averkin, Anomalous stress-strain behaviour in Ni₄₉Fe₁₈Ga₂₇Co₆ crystals compressed along [110], Mater. Today Proc., v.4, 3 (B) (2017) 4807-4813
8. А.И. Аверкин, Б.Н. Корчунов, С.П. Никаноров, В.Н. Осипов, Влияние стронция на механические свойства сплава алюминия с кремнием, Письма ЖТФ, 2016, т.42, 4, 67-73.

ПОЛУЧЕНИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ SBN:61:Tm^{3+} и $\text{SBN:61:Tm}^{3+}/\text{Ho}^{3+}$ МОДИФИЦИРОВАННЫМ СПОСОБОМ СТЕПАНОВА

Ивлева Л.И., Лыков П.А., Кузьмичева Г.М.², Дорошенко М.Е.

Институт общей физики им.А.М.Прохорова РАН, Москва, Россия

²Московский технологический университет (МИТХТ), Москва, Россия

ivleva@lst.gpi.ru

Модифицированным способом Степанова из расплава выращены кристаллы конгруэнтно плавящегося состава $\text{Sr}_{0.61}\text{Ba}_{0.39}\text{Nb}_2\text{O}_6$ как номинально чистые (SBN:61), так и легированные ионами тулия (SBN61:Tm^{3+}); гольмия (SBN61:Ho^{3+}) и со-легированные ионами тулия и гольмия ($\text{SBN:61:Tm}^{3+}/\text{Ho}^{3+}$). Объемно профилированные кристаллы были получены при использовании формообразователя капиллярного типа. Примесь вводилась в расплав в виде соответствующих оксидов Tm_2O_3 (0.5;1.0;1.5;2.0 вес.%); Ho_2O_3 (0.5 вес.%); $\text{Tm}_2\text{O}_3/\text{Ho}_2\text{O}_3$ (0.5/1.0 вес.%). Кристаллы выращивались без вращения, скорость вытягивания составляла 3–6 мм/ч, температурный градиент в зоне роста 80град/см, в зоне отжига 10 град/см. Типичные размеры выращенных монокристаллов 15x26мм в поперечном сечении и 60 мм длиной. Эффективные коэффициенты распределения примесей тулия и гольмия в данной матрице составили 0.7 и 0.6, соответственно. Оптимизация объемных скоростей кристаллизации для конкретных составов твердого раствора позволила получить монокристаллы оптического качества (значения приведенного двулучепреломления не превышают $5 \times 10^{-6}/\text{см}$). Были определены и уточнены параметры элементарной ячейки, рассчитанные разными методами для номинально-чистых и активированных кристаллов. Сопоставление их друг с другом, позволило получить первичную информацию об однородности образцов. Последующий кристаллохимический анализ полученных результатов позволил выявить специфику кристаллической структуры активированных кристаллов с их отличием от номинально-чистых. Наконец, исследование оптических характеристик полученных профилированных монокристаллов концентрационного ряда $\text{SBN:61:Tm}^{3+}/\text{Ho}^{3+}$ дало возможность установить зависимость «состав-структура-свойство» для данной системы твердых растворов.

Спектроскопические и лазерные характеристики легированных кристаллов исследованы в температурном диапазоне 80–350 К. Спектроскопические исследования кристаллов при комнатной температуре показали, что поглощение кристаллов растет пропорционально концентрации легирующего иона и слабо зависит от поляризации излучения; фотолюминесценция ионов тулия в со-активированных с гольмием кристаллах потушена; эффективная люминесценция гольмия наблюдается на длине волны 2090 нм при накачке 443нм (полоса поглощения Ho^{3+}) и 795нм (полоса поглощения Tm^{3+}). Оптимальная длина волны накачки составила 793 нм. Показано, что для кристаллов SBN61:Tm^{3+} (0,25 ат.%) время жизни лазерного уровня $^3\text{F}_4$ увеличивается от 2.79 до 3.43 мс при понижении температуры от 350 до 78 К, соответственно. При охлаждении кристалла от 200 до 80 К максимальная интенсивность люминесценции увеличивалась в 3.2 раза, а порог снижался в 2.3 раза. Использование SiO_2 фильтра позволило получить перестройку лазерного излучения при 80К в области 1827–1962 нм (спектральный диапазон перестройки лазерного излучения 135 нм), при температуре 300К – в спектральной области 1859–1970 нм (спектральный диапазон перестройки 111 нм).

Работа выполнена при поддержке гранта Volkswagen Foundation Az.: 90 261 of 29th February 2017.

ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВОЛОКОН САПФИРА, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СТЕПАНОВА

Кийко В.М., Стрюков Д.О., Коржов В.П., Курлов В.Н.

*Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка Московской обл., Россия
kiiko@issp.ac.ru*

Для выращивания из расплава сапфировых волокон диаметром 150-300 мкм использовался модифицированный метод Степанова/EFG, рис. 1, в котором использовалась система стабилизации диаметра волокон, предотвращающая их колебания в восходящем газовом потоке тепловой зоны [1]. Снижение шероховатости поверхности выращиваемых волокон позволяет существенно повысить не только их оптическое пропускание, но и механическую прочность.

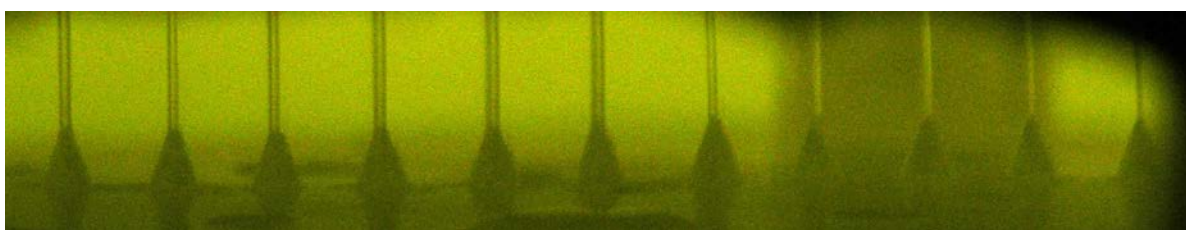


Рис. 1. Выращивание сапфировых волокон диаметром 200 мкм в групповом режиме

Прочность сапфировых волокон определялась по методике [2], основанной на намотке волокон на серию жестких цилиндров различного диаметра, в процессе которой происходят обрывы волокон, рис. 2. Максимальная деформация при разрушении волокна ε на длине его фрагмента определяется соотношением диаметра волокна и цилиндра. С учетом хрупкого характера разрушения можно получить зависимость прочности волокна от его длины, умножая значения ε на величину модуля Юнга (400 ГПа).

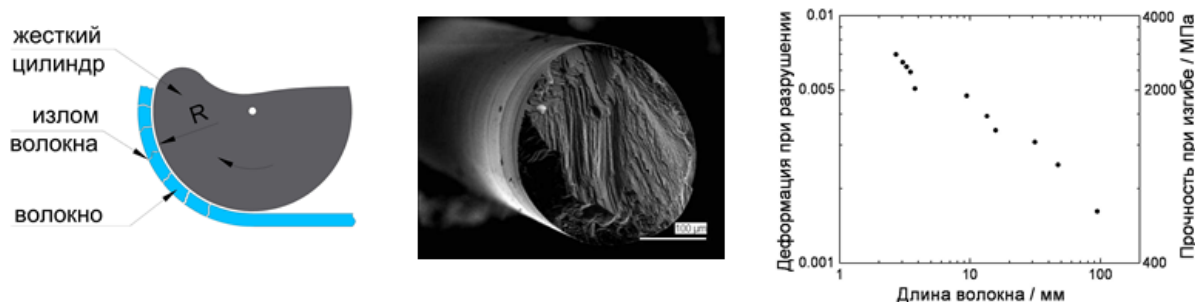


Рис. 2. Схема измерения прочности сапфировых волокон (слева), поверхность разрушения сапфирового волокна (в центре) и зависимость деформации при разрушении и прочности волокон от их длины (справа)

Список литературы

1. Kurlov V.N., Stryukov D.O., Shikunova I.A. "Growth of sapphire and oxide eutectic fibers by the EFG technique" - Journal of Physics: Conference Series 673 (2016) 012017.
2. Kiiiko V.M, Mileiko S.T. "Evaluation of room temperature strength of oxide fibres produced by the internal crystallization method" - Composites Science and Technology, 59 (1999) 1977-1981.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ САПФИРОВЫХ ТРУБ, ВЫРАЩЕННЫХ ПО МЕТОДУ А.В. СТЕПАНОВА, В КАЧЕСТВЕ ОБОЛОЧЕК ГАЗОРАЗРЯДНЫХ ЛАМП

Гавриш С.В., Логинов В.В., Петренко Н.Ю., Пучнина С.В.

Филиал АО «Стелла – К», г. Москва, г. Зеленоград.

svgavr@list.ru

Данная публикация посвящена рассмотрению основных результатов исследований различных типов разрядных источников излучения с сапфировой (корундовой) оболочкой. Интерес к корунду обусловлен его уникальными свойствами, а именно, широкий спектральный диапазон прозрачности от 0,2 до 6,0 мкм, устойчивость к воздействию агрессивных сред, например, щелочных металлов, при температурах до 1500°C и т.д.

Натриевые лампы высокого давления (НЛВД). В серийном производстве НЛВД используется поликристаллическая окись алюминия (поликор). Для повышения светоотдачи в 80-х годах XX века предложено использовать взамен поликора монокристаллические трубы сапфира, выращенные по методу А.В. Степанова. Это позволило увеличить световой поток излучения на 15-20% в силу более высокой оптической прозрачности сапфира в сравнении с поликором. В данном разделе рассматриваются основные конструктивные решения разрядной трубки НЛВД, позволившие создать согласованный спай сапфир – ниобий.

Импульсные лампы ИК излучения. Целью данной разработки было создать импульсный источник ИК излучения с разрядом в парах цезия высокого давления для систем защиты летательных аппаратов от управляемых ракет. В результате исследований создано конструкторское решение компактного газоразрядного источника, который представляет собой сапфировую разрядную трубку, наполненную парами цезия и коаксиально размещенную в наружной термостатирующей сапфировой оболочке, которая заполнена газом-теплоносителем. Цезиевая лампа работает в импульсном или импульсно-периодическом режимах генерации некогерентного ИК излучения. Данная конструкция разрядного источника ИК излучения обеспечивает высокие удельные электрические нагрузки за счет теплосъема потоком воздуха, направленным на наружную оболочку. В данном разделе подробно рассмотрены особенности конструкции и технологии получения вакуумноплотных соединений сапфира с различными материалами.

Импульсные короткодуговые ксеноновые лампы сверхвысокого давления. Актуальность создания данного класса источников связана с необходимостью расширения спектрального диапазона излучения ламп до 6 мкм и модернизации широко применяемых в военной технике прожекторов узконаправленного излучения. Особенностью данного источника излучения является воздействие на нагретую сапфировую оболочку газа с давлением до 30 атм. Рассматриваются основные требования к сапфировым трубам по блочности, прозрачности и геометрическим размерам.

Импульсные ксеноновые лампы УФ излучения. В силу высокой интенсивности излучения в спектральном диапазоне 200 – 300 нм импульсный разряд в ксеноне с энергией более 6 Дж при частоте следования токовых импульсов до 3 Гц имеет максимальную эффективность биоцидного действия на микроорганизмы. Разработанное нами конструктивное решение обеспечивает срок службы на 10^3 импульсов излучения больше, чем в случае импульсной лампы с кварцевой оболочкой. Рассматриваются преимущества использования сапфира в качестве материала оболочки.

Импульсный цезиевый источник ИК излучения с коаксиальным разрядом в сапфировой оболочке. Впервые в России получен коаксиальный разряд в парах цезия. Рассмотрены основные особенности конструкции и преимущества перед традиционной цилиндрической формой разряда в парах цезия.

ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТИ ИЗОЛЯТОРОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ ЛЕЙКОСАПФИРОВЫХ ТРУБОК, ОТ УСЛОВИЙ РОСТА

Бочков Н.А., Выбыванец В.И., Кравецкий Д.Я., Цецхладзе Д.Л.

ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ»,
г. Подольск Московской обл., Россия
kradim600@yandex.ru

Металлокерамический узел (МКУ), состоящий из керамического изолятора и двух металлических манжет, при эксплуатации работает зачастую в экстремальных условиях. Использование в качестве материала изолятора лейкосапфира является важным резервом повышения надежности работы МКУ.

В данной работе ставились следующие задачи: 1) прямые исследования прочности изоляторов в зависимости от параметров выращивания труб-заготовок, 2) определение параметров роста труб, наиболее значимых по влиянию на прочность изоляторов.

Для изготовления изоляторов с внешним диаметром $14,5_{-0,1}$ мм, внутренним диаметром $9,5_{+0,1}$ мм и длиной $15_{-0,1}$ мм по способу Степанова выращивались трубы из лейкосапфира с внешним диаметром 16,5 мм, внутренним диаметром 7,5 мм.

Исходя из опыта работы по выращиванию труб из лейкосапфира, в качестве основных изучаемых параметров выращивания, влияющих на прочность изоляторов, выбраны следующие: марка молибдена, из которого изготавливаются формообразователи; марка исходного сырья; скорость выращивания; конструкция экранировки формообразователя и растущей трубы.

Критерием качества выращенных трубок выбрана прочность изготовленных из них изоляторов при нагружении внутренним давлением. В качестве рабочего тела, передающего давление от испытательной машины на внутреннюю поверхность изолятора, использовался набор резиновых втулок, размещенных внутри изолятора. В этом случае в изоляторе реализуется напряженно-деформированное состояние, близкое к растяжению, ориентированному перпендикулярно оси изолятора.

Значение прочности вычисляли по формуле [1]

$$\sigma = P (R^2 + r^2) / (R^2 - r^2),$$

где R и r – наружный и внутренний радиусы изолятора, P – разрушающее внутреннее давление в изоляторе.

В результате исследований влияния марки материала формообразователя на прочность изолятора определено, что максимальное значение прочности – 476 МПа – имеют изоляторы, полученные при использовании формообразователя из молибдена марки МЧ и сырья марки RСА, Франция. Далее идут молибден марки МЧВП и сырье СПЕК – порошок оксида алюминия, переплавленный в «холодном тигле».

Влияние скорости выращивания на прочность изоляторов определяется в основном остаточными напряжениями: чем выше скорость выращивания, тем выше уровень остаточных напряжений. Определена оптимальная скорость выращивания – (0,5 - 0,8) мм/мин.

Как и предполагалось, увеличение равномерности температурного поля и снижение градиентов температуры при использовании 2-х экранов обеспечивает увеличение прочности изоляторов (примерно на 10 %).

Список литературы

1. Прочность, устойчивость, колебания. Справочник под редакцией И.А. Биргера и Я.Г. Пановко. Машиностроение, Москва, 1968, с. 416.

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОПРОЧНОСТИ ИЗОЛЯТОРОВ ИЗ ЛЕЙКОСАПФИРА, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ СТЕПАНОВА, В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ВЫРАЩИВАНИЯ

Выбыванец В.И., Бочков Н.А., Кравецкий Д.Я., Королев Л.А.

ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ», г. Подольск Московской обл., Россия
kradim600@yandex.ru

Лейкосапфир как конструкционный материал нашел применение в различных областях науки и техники. Достаточно часто в трубчатых изоляторах из лейкосапфира, используемых в металлокерамических узлах, при эксплуатации возникают значительные температурные перепады и термические напряжения, которые могут привести к растрескиванию и разрушению изоляторов [1]. Это значит, что условия изготовления и эксплуатации изделий из лейкосапфира предполагают обоснование его термостойкости, то есть сопротивления воздействию температурных перепадов.

Способность материала выдерживать воздействие температурного перепада характеризует первый критерий термостойкости [1]:

$$R = \frac{\sigma \cdot (1 - \mu)}{\alpha \cdot E}$$

где σ - предел прочности материала (на изгиб или растяжение), α – коэффициент линейного расширения, μ – коэффициент Пуассона, E – модуль Юнга.

В настоящей работе изучались зависимости термостойкости лейкосапфировых изоляторов (наружный диаметр 14,5 мм, внутренний диаметр 9,5 мм, длина 15 мм) от технологических параметров выращивания трубок из лейкосапфира, из которых изготавливались изоляторы. В качестве таких основных параметров были определены марка материала формообразователя, марка сырья и скорость выращивания трубок.

Термостойкость изоляторов исследовали посредством испытаний резким охлаждением в воде внешней цилиндрической поверхности изолятора, теплоизолированного с торцов. Таким образом создавали радиальный температурный перепад. Исходная температура нагрева составляла $(200 \pm 1)^\circ\text{C}$. Температура охлаждающей воды в емкости, в которую погружали изоляторы, равнялась $(20 \pm 1)^\circ\text{C}$. Если изолятор выдерживал такой термоудар без образования трещин и разрушения, то его нагревали до $(210 \pm 1)^\circ\text{C}$ и повторяли операцию термонагружения. Термонагружение проводили с шагом повышения температуры 10°C вплоть до разрушения изолятора. После каждого цикла проводился анализ состояния изолятора визуальным контролем при увеличении 25^\times .

В результате исследований найдено, что в диапазоне использованных вариаций условий выращивания трубок из лейкосапфира максимальное влияние на термостойкость изготовленных из трубок изоляторов оказывает марка молибдена, из которого изготовлен формообразователь, и скорость выращивания.

Максимальной термостойкостью $(100 - 109)^\circ\text{C}$ обладают изоляторы, выращенные из сырья РСА, Франция со скоростью 0,8 мм/мин при использовании формообразователя из молибдена марки МЧВП. Минимальное значение термостойкости по всей совокупности настоящих испытаний составляло 84°C .

Полученные различия в значениях термостойкости являются важными для изделий, подверженных при эксплуатации температурным перепадам, близким к разрушающим. Тем не менее, для большинства других применений профилированных кристаллов лейкосапфира подобные различия в значениях термостойкости не являются принципиальными.

1. А.Г. Ланин, И.И. Федик. Термостойкость материалов. «НИИ НПО «ЛУЧ», Подольск, 2005, с. 5.

ВЛИЯНИЕ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЛЕЙКОСАПФИРА УСЛОВИЙ ВЫРАЩИВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ ПО СПОСОБУ СТЕПАНОВА

Бучнева А.А., Выбыванец В.И., Кравецкий Д.Я., Турчин В.Н.

ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ», г. Подольск Московской обл., Россия
kradim600@yandex.ru

Сопротивление хрупких материалов разрушению оценивают с помощью механики разрушения. Когда напряжения у вершины трещины достигают критического значения, наступает катастрофическое распространение трещины – разрушение. Эта ситуация оценивается по величине коэффициента интенсивности напряжения K_{Ic} (индекс 1 относится к условиям нормального отрыва при плоской деформации); эту величину называют также коэффициентом трещиностойкости.

Использование метода микроиндентирования для монокристаллов Al_2O_3 позволяет существенно упростить и значительно расширить круг исследований K_{Ic} при различных режимах роста и определить K_{Ic} для различных плоскостей монокристаллов [1]. В работе [2] проведено подробное исследование влияния внутренних структурных дефектов кристаллов (пор, границ блоков, дислокаций, точечных дефектов) на трещиностойкость лейкосапфира, выращенного методом Степанова.

В данной работе ставилась задача исследования трещиностойкости полированных дисков из лейкосапфира диаметром 25 мм и высотой 2 мм в зависимости от технологических параметров выращивания лент, из которых изготавливались указанные диски. Исследовались зависимости от следующих параметров: марка исходного сырья, скорость выращивания, экранировка выращиваемых лент, марка и давление аргона, в атмосфере которого выращивались ленты.

Метод определения трещиностойкости основан на локальном нагружении кристалла алмазным индентором по методу Виккерса с последующим измерением образовавшегося пластического отпечатка и медианных трещин вокруг этого отпечатка. Измерение микротвердости проводили на микротвердометре MICROMET-2103. Измерение диагоналей отпечатков алмазной пирамиды и длин образовавшихся медианных трещин проводили с помощью оптического металлографического микроскопа OLYMPUS с применением системы сбора, обработки изображений и создания отчетов OMNIMET.

Для доверительной вероятности $P=0,99$ наибольший коэффициент трещиностойкости $K_{Ic} = (2,24 \pm 0,08)$ МПа \times м^{1/2} имеют диски, изготовленные из лент, выращенных при давлении аргона 0,1 кг/см² с использованием 2-х экранов.

Наименьшей трещиностойкостью $K_{Ic} = (1,82 \pm 0,08)$ МПа \times м^{1/2} обладают образцы, изготовленные из лент, полученных из сырья Non-standard, Чехия при давлении аргона 0,1 кг/см² с использованием 1 экрана.

Значительное снижение коэффициента трещиностойкости K_{Ic} дисков после высокотемпературного отжига (1800 °С, 1 час) до значений (1,25–1,3) МПа \times м^{1/2} и двукратное сужение интервала значений K_{Ic} указывают на более высокую степень структурного совершенства поверхностного слоя образцов по сравнению с их исходным структурным состоянием вследствие отжига структурных дефектов.

Список литературы

1. А.И. Беляя, Е.Р. Добровинская, Л.А. Литвинов, А.М. Цайгер. Физика и химия обработки материалов, 1984, №1, с. 128-131.
2. Е.Р. Добровинская, Л.А. Литвинов, В.В. Пищик, А.М. Цайгер. Материалы Всесоюзного совещания по получению профилированных кристаллов и изделий способом Степанова и их применению в народном хозяйстве, Ленинград, 1989, с. 76-78.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛОВ В ТЕРМОМЕТРИИ

Колесников Е.Г., Кравецкий Д.Я., Степанчиков П.А., Улановский А.А.

ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ», г. Подольск Московской обл., Россия
kradim600@yandex.ru

Профилированный сапфир по всем важнейшим параметрам превосходит керамику. Применение его вместо керамики во многих устройствах существенно повышает их эксплуатационные характеристики. В ряде случаев профилированный сапфир является единственным материалом, позволяющим создавать на его основе новые высокоэффективные приборы и устройства, в том числе для термометрии.

Сапфировые термопарные чехлы и 1, 2-х и 4-канальные трубки позволяют повысить уровень измеряемой температуры до 1950 °С, благодаря своей прозрачности уменьшают инерционность термодатчика, и следовательно, повышают быстродействие регулятора температуры, расширяют круг процессов, доступных для контактной термометрии, в том числе процессов в химически и радиационно активных средах. Важно, что стабильность показаний термопар в сапфировых чехлах выше, чем стабильность термопар с керамическими чехлами, так как электроды термопары не загрязняются материалом керамической арматуры, и отсутствует диффузия примесей извне, через стенки чехла.

Во ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ» налажено промышленное производство изделий для термометрии. Чехлы из лейкосапфира диаметром 6 – 10 мм получают в два этапа: сначала в групповом процессе выращивают трубы, а затем также в групповом процессе проводят запайку этих трубок путем выращивания на конце трубки стержня длиной около 10 мм, используя соответствующий формообразователь. Термопарную трубку наружным диаметром от 3 до 6,5 мм с продольными каналами диаметром 0,8 – 1,2 мм также выращивают в групповом процессе.

Потребность в таких изделиях ежегодно возрастает. Например, на предприятии «Обнинская термоэлектрическая компания» изготавливают конечное изделие – преобразователи термоэлектрические с термопарами из платинородиевых или вольфрамрениевых сплавов, которые поставляются конечным потребителям в металлургической, атомной и аэрокосмической промышленности.

Рабочие температуры для термопар из платинородиевых сплавов достигают 1700 °С, в этих условиях важно снизить загрязнение термоэлектродов термопары вследствие отжига конструктивных элементов самого преобразователя, и диффузию вредных веществ рабочей атмосферы печи. Платинородиевая термопара в сапфировом чехле и двухканальной трубке хорошо себя зарекомендовала в стекловаренной печи при температуре длительного применения 1500 °С, а также в печах с водородной средой, когда необходима высокая точность измерений при относительно небольшой длительности. Для защиты вольфрамрениевых термопар более важно свойство вакуумной плотности лейкосапфира. Термопара внутри лейкосапфирового чехла, заполненного аргоном, надежно изолируется от рабочей среды, которая может быть даже окислительной. Но нужно заметить, что эксплуатационные характеристики таких чехлов ограничены невысокой стойкостью к термоударам, а также нежелательны градиенты температуры более 100 град/см по длине чехла. Любая трещина в стенке чехла приведет к быстрому выходу вольфрамрениевой термопары из строя. При этом в вакууме и инертной среде срок службы вольфрамрениевых термопар в лейкосапфировых чехлах может превышать 6 месяцев при температурах 1600–1800 °С.

ОРГАНИЗАЦИЯ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА ТРУБОК ИЗ ЛЕЙКОСАПФИРА

**Выбыванец В.И., Колесников Е.Г., Кравецкий Д.Я., Степанчиков П.А.,
Федосеев Р.А.**

*ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ»,
г. Подольск Московской обл., Россия
kradim600@yandex.ru*

Лейкосапфир (монокристаллический оксид алюминия) обладает рядом ценных качеств, таких как износостойкость, механическая прочность, термостойкость, электропрочность и прозрачность в широком диапазоне длин.

При этом большие потенциальные возможности применения лейкосапфира зачастую ограничиваются стоимостью изготовления из него изделий по сравнению с аналогами из традиционных материалов. Высокая себестоимость вызвана как энергозатратностью процесса получения лейкосапфира и стоимостью исходного сырья, так и трудоемкостью дальнейшей обработки, осуществляемой только алмазным инструментом и селективными травителями ввиду высокой твердости (9 по Моосу) и химической инертности материала.

Для получения профилированных кристаллов лейкосапфира с минимальной дальнейшей обработкой еще в 30-е годы Степановым был разработан одноименный метод. При этом наибольшую эффективность он показывает при получении изделий с одним малым характерным размером в сечении (диаметром для стержней и толщиной для лент и стенок труб). В оптимальных условиях (толщина, диаметр менее 3 мм) длина получаемых в течение смены (8 ч) кристаллов может достигать 1000 мм. При этом число одновременно выращиваемых лент толщиной 1 мм может достигать 20 шт., а стержней диаметром 3 мм – 50 штук. Процесс роста высокостабилен и позволяет осуществлять автоматизацию и групповое обслуживание установок одним аппаратчиком.

Таким образом, промышленное производство лейкосапфировых изделий методом Степанова наиболее эффективно для длинномерных изделий сложного профиля с малыми поперечными размерами.

Более того, применение метода Степанова для выращивания лейкосапфира в групповом процессе позволяет лейкосапфиру успешно конкурировать с такими материалами как кварц и поликор даже в случае достаточно габаритных изделий. Так, в светотехнике имеется потребность в трубках из лейкосапфира с характерными диаметрами 15-20 мм и более при длине порядка 100 мм.

Во ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ» разработана технология выращивания лейкосапфировых труб диаметром 15 и 20 мм в группе от двух до четырех штук длиной до 700 мм. Это позволяет получать из каждой трубы до 7 заготовок, а за один процесс – до 28. Отжиг труб проводится до разрезки на заготовки, благодаря чему забракованные участки (содержащие пузыри, искривления) после вырезки могут использоваться в качестве вторичного сырья без дополнительной подготовки. Экономия сырья составила до 25 %. Каждый аппаратчик обслуживает до четырех установок. Благодаря проведенному совершенствованию процесса выращивания объем изготавливаемых трубок удалость увеличить с 200 до 600 шт/месяц, понизив себестоимость изделий в два раза.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТОВ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ФРОНТА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ КРИСТАЛЛОВ САПФИРА СПОСОБОМ СТЕПАНОВА

Васильев М.Г., Бахолдин С.И., Крымов В.М.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

Vasiliev.mg@yandex.ru

При выращивании профилированных кристаллов сапфира при некоторых режимах роста происходит потеря устойчивости фронта кристаллизации.

Визуально это явление проявляется появлением темных областей выше фронта кристаллизации, которые можно интерпретировать как области переохлажденного расплава. Затем на расстоянии 5-10мм от формообразователя эти области кристаллизуются. При выращивании стержней потеря устойчивости такого рода приводит к образованию крупных усадочных пор по оси кристалла. В случае выращивания трубчатых профилей происходит отрыв внутреннего мениска от кромки формообразователя и нарушение геометрии сечения. Эти явления наблюдаются, как правило, при плоской верхней поверхности формообразователя, при сильном перегреве расплава, и возникают при достижении длины кристалла, сопоставимой с высотой тепловых экранов.

Экспериментально установлено, что устранить это явление можно снижением прозрачности кристалла, увеличением скорости роста и выращиванием из формообразователя со скошенными внутрь краями.

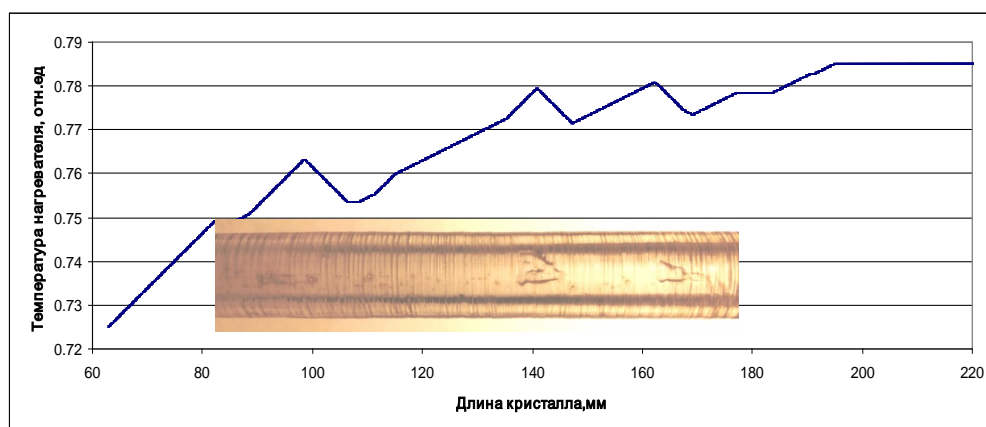


Рис1. График увеличения температуры нагревателя по длине выращиваемой трубки сапфира сечением 9,5 x 5 мм. Участки перегрева соответствуют местам отрыва внутреннего мениска от кромки формообразователя.

До сих пор не удавалось найти приемлемое объяснение указанным выше фактам. В настоящей работе сделана попытка объяснить эти явления с помощью численного моделирования процессов тепло- и массообмена при выращивании стержней сапфира с учётом отражения и преломления по Френелю инфракрасного излучения на боковой поверхности кристалла и в расплаве. Расчёты проводились для двумерного случая с осевой симметрией с помощью сочетания метода дискретных ординат и метода трассировки лучей [1], разработанного в нашем институте. Впервые указанная выше методика была успешно использована при моделировании процессов теплообмена при выращивании кристаллов ВГО в структуре эвлитина низкоградиентным методом Чохральского [2].

Расчёты выполнены для кристаллов сапфира диаметром 10мм, растущих со скоростью 60мм/ч. Угол раствора формообразователя брался равным 180(плоский формообразователь) и 90 градусам. Коэффициент поглощения расплава считался равным 1019м^{-1} [3]. Учитывалась также термоконвекция и конвекция Марангони в расплаве.

Большую роль при выращивании кристаллов сапфира играют процессы радиационного теплообмена не только в объёме растущего кристалла, но и в расплаве. Однако до сих пор при численном моделировании расплав считался либо непрозрачным, либо процесс радиационного переноса учитывался с помощью приближения Росселанда. Оба этих подхода в случае сапфира дают неправильные результаты для метода Степанова, где градиенты температуры могут быть значительными. Уже в работе [4] для одномерной постановки задачи при корректном учёте переноса тепла излучением в расплаве была показана возможность образования переохлаждённой области в объёме расплава мениска, которая при определённых условиях может приводить к неустойчивости плоского фронта кристаллизации [5].

В данной работе численные эксперименты были сделаны для трех вариантов значений коэффициента поглощения излучения в кристалле. В первом случае величина коэффициента считалась постоянной и равной 17.1м^{-1} в области полупрозрачности по всей длине кристалла. Во втором – была учтена реальная зависимость коэффициента поглощения от температуры (рис.2) в сером приближении - $k(T)$. На фронте кристаллизации значение коэффициента поглощения было равно 17.1м^{-1} и уменьшалось по длине кристалла в соответствии с падением температуры. В третьем - значение коэффициента поглощения кристалла вычислялось по формуле $k = k(T)+20\text{м}^{-1}$, что соответствовало варианту частичного загрязнения кристалла.

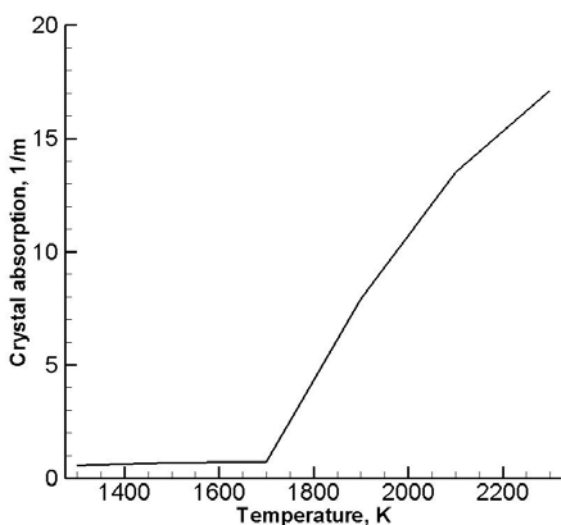


Рис.2. Вычисленная по данным работы [6] зависимость коэффициента поглощения сапфира от температуры на длине волны, соответствующей максимуму излучения.

Результаты расчётов показали, что для плоской геометрии формообразователя явление переохлаждения расплава в отдельных областях мениска наблюдается для всех трех случаев (рис. 3 a,b,c). Однако неустойчивость фронта кристаллизации наблюдалась только при втором варианте – рис.3b тогда как для 1-го и 3-го варианта этого переохлаждения оказалось недостаточно для неустойчивости фронта. Это явление можно объяснить тем, что завышенное значение коэффициента поглощения (взятое при температуре плавления или искусственно завышенное на 20м^{-1}) уменьшает радиационный унос тепла из жидкого столбика мениска и, соответственно, повышает устойчивость фронта кристаллизации. Полученная закономерность согласуется с результатами экспериментов в ростовых установках. Неустойчивость фронта кристаллизации,

возможно, и является основной причиной наблюдаемых в экспериментах явлений, поскольку ячеистая структура фронта может способствовать захвату пузырьков газа растущим кристаллом или захвату переохлажденного объема жидкости, который кристаллизуется выше фронта кристаллизации и образует усадочную раковину. Это приводит, соответственно, к уменьшению потерь тепла расплавом с помощью радиационного теплового потока.

Для угла раствора формообразователя 90 градусов явление радиационной неустойчивости фронта кристаллизации в расчетах не наблюдалось.

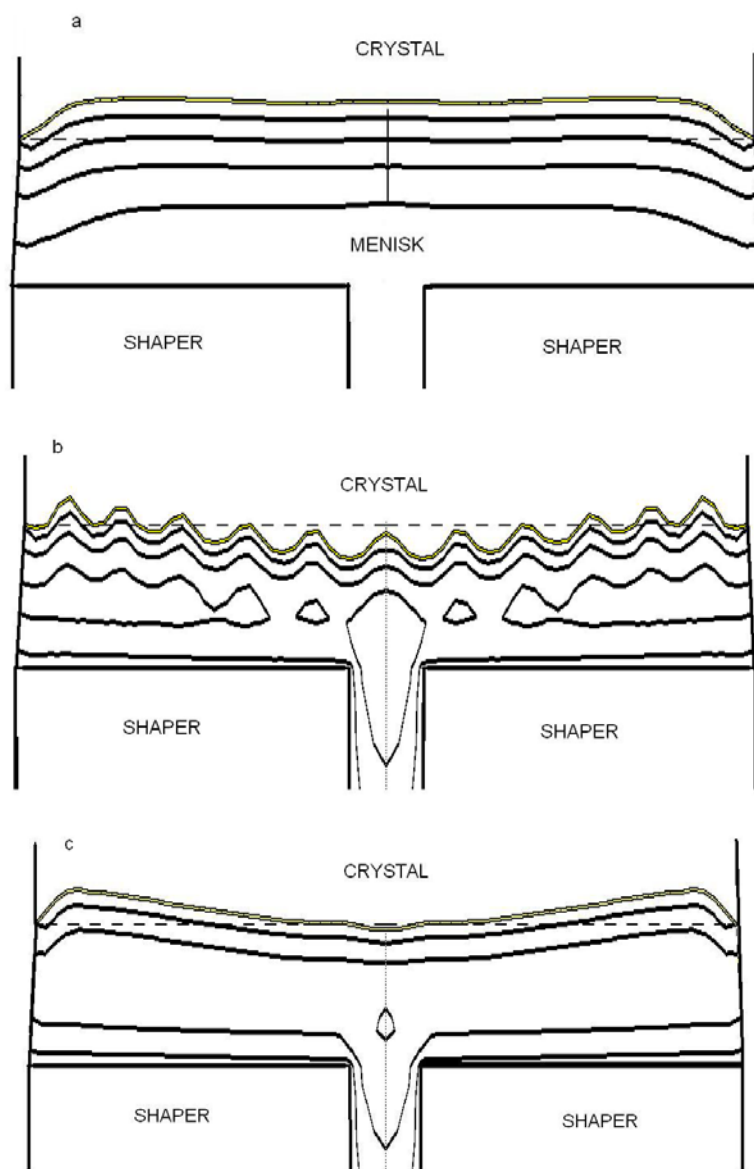


Рис.3. Форма фронта, распределение температуры (изотермы с промежутком 1К) в слое мениска толщиной в 0.5мм для значений коэффициента поглощения кристалла: $a - k=17.1\text{м}^{-1}$; $b - k=k(T)$ и $c - k=k(T)+20\text{м}^{-1}$. По вертикали размер для наглядности увеличен в 4 раза по сравнению с горизонталью

Список литературы

1. S.A. Rukolaine, M.G. Vasilyev, V.S. Yuferev, V.M. Mamedov. Proceedings of Eurotherm 73 on Computational Thermal Radiation in Participating Media, 15-17 April 2003, Mons, Belgium. Vol.2, P.1-10.
2. M.G. Vasilyev, O.N. Budenkova, V.S. Yuferev et al. J. Crystal Growth, **275**, 745(2005).
3. M. Wu, L. Liu, W. Ma. J. Crystal Growth, **474**, 31(2017).
4. М.Г. Васильев, В.С. Юферев. ЖТФ, **52**, 1280(1982).
5. В.С. Юферев, Э.Н. Колесникова. ЖТФ, **52**, 1285(1982).
6. Ю.К. Лингарт, В.А. Петров, Н.А. Тихонова. ТВТ, **20**, 872(1982).

КОМПОЗИТНЫЕ ПЛАСТИНЫ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И КАЛЬЦИЯ

Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т., Новохатская Н.И., Шахлевич О.Ф.

*Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка Московской обл., Россия*
kiiko@issp.ac.ru

Предлагается в качестве одной из возможностей разработки композитов на основе хрупких компонентов (керамика, интерметаллиды), характеризующихся нехрупким поведением, использовать в составе структуры материала тонкие пластины, включающие соединения, обеспечивающие квазипластическое поведение композита. В данном случае таким соединением является гексаалюминат кальция CaAl_2O_9 , структура которого характеризуется сильной анизотропией эффективной поверхностной энергии, что обеспечивает расслоение материала при встрече с кончиком трещины и ее торможение.

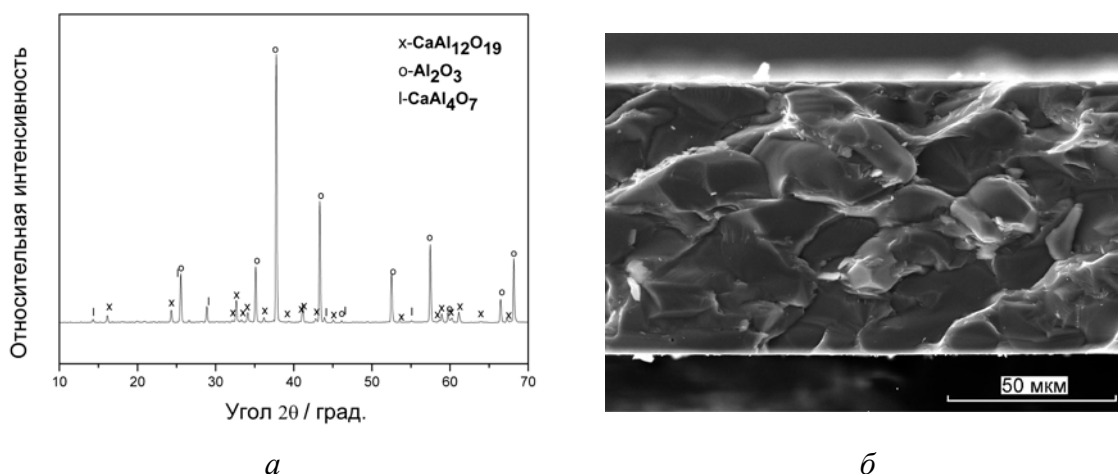


Рис. 1. *а* – дифрактограмма материала композитной пластины; *б* – поверхность разрушения композитной пластины (темные области – Al_2O_3 , светлые – кальций содержащие)

Пластины изготавливаются с использованием метода внутренней кристаллизации [1] на основе смеси оксидов алюминия и кальция. В результате кристаллизации пластин из расплава заданного состава образуется композитная структура, содержащая в качестве основы высокопрочное соединение сапфира (Al_2O_3) и оксиды, содержащие кальций ($\text{CaAl}_{12}\text{O}_9$ и CaAl_4O_7), рис. 1а. Значение $\text{CaAl}_{12}\text{O}_9$ указано выше, а роль CaAl_4O_7 в процессе разрушения предстоит выяснить. Получение же двухфазной структуры ($\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaAl}_{12}\text{O}_9$) представляет пока нерешенную задачу. Развитая поверхность излома пластины, рис. 1б, свидетельствует о нехрупком разрушении. Поскольку кальций содержащие включения располагаются как на поверхности пластин, так и в их объеме, они могут играть роль торможения трещин как в будущем композите, так и в самой пластине.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-01136 А).

1. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. *Механика композитных материалов*. 1991, № 5, с. 898-908.

ОКСИДНЫЕ ВОЛОКНА ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ С ХРУПКОЙ МАТРИЦЕЙ

Милейко С.Т., Кийко В.М., Колчин А.А.

*Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка Московской обл., Россия
kiiko@issp.ac.ru*

Армирование хрупких матриц предлагаемыми в работе оксидными композитными волокнами позволяет получать материалы с квазипластическим поведением с трещиностойкостью, достигающей величин трещиностойкости высокопрочных конструкционных металлических сплавов. Волокна, рис. 1а, изготавливаются из расплавов смеси оксидов алюминия и кальция методом внутренней кристаллизации [1]. Вариации исходных составов смеси и режимов кристаллизации, определяемых скоростями вытягивания образцов в холодную зону, позволяют получать волокна с различной структурой и прочностью, определяемой произведением указанной на графике деформации на модуль Юнга, рис. 1б, 1в, 1г

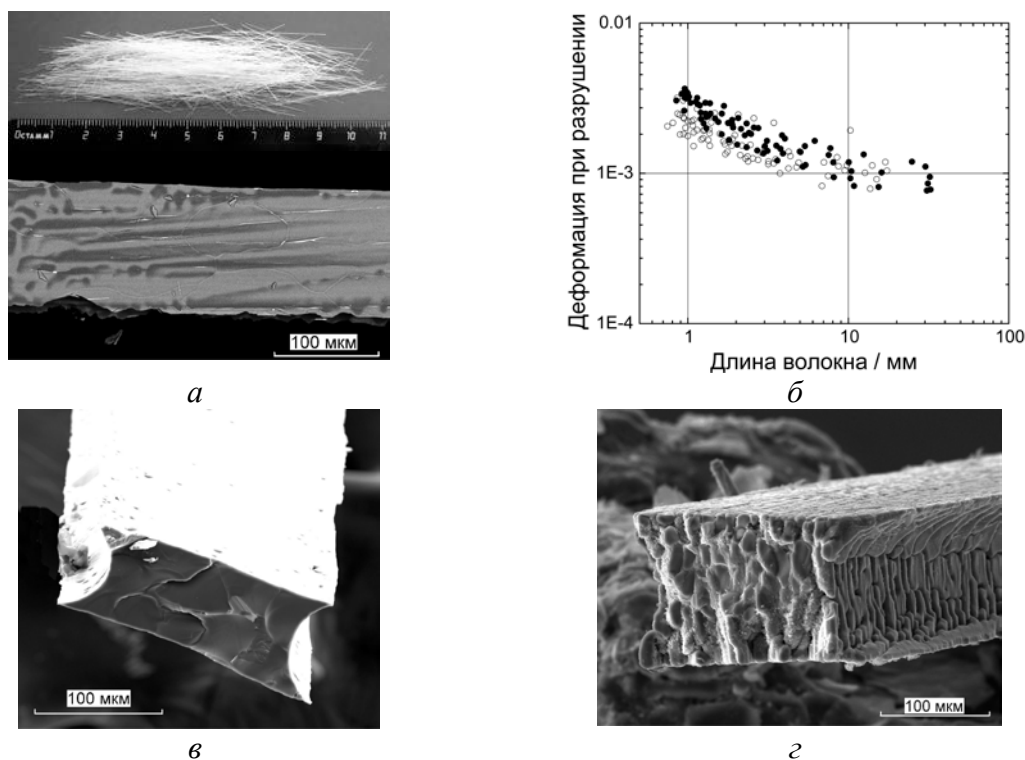


Рис.1. а – вид одной из партий волокон (первой партии, - см. далее) и поверхности отдельного волокна, б – результаты испытаний двух партий волокон одинакового исходного состава, кристаллизованными при скорости вытягивания в холодную зону 50 мм/мин (черные точки) и 250 мм/мин (белые точки), в и г – вид поверхностей разрушения волокон соответствующих партий

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-01136 А).

1. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. *Механика композитных материалов*. 1991, № 5, с. 898-908.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ ДЛЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ПРИМЕНЕНИЙ

Шикунов С.Л., Ершов А.Е., Курлов В.Н.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия
shikunov@issp.ac.ru

В ИФТТ РАН разработана оригинальная методика получения композиционных материалов на основе карбидокремниевой керамики, основанная на взаимодействии расплава кремния с углеродом, находящимся в заранее скомпонованной заготовке определенного состава и пористости. Углеродная заготовка может быть получена двумя способами: либо прессованием из углеродных порошков, либо пиролизом древесины (биоморфная углеродная матрица). При этом углеродная матрица может механически обрабатываться для получения сложных геометрических форм, а последующая пропитка углеродной заготовки расплавом кремния позволяет безудачно получать трёхфазный (SiC–Si–C) материал (рис.1). Методика позволяет в широких пределах изменять фазовый состав (соотношение фаз SiC–C–Si) и структуру керамики. Отсутствие в составе исходной шихты абразивного порошка карбида кремния позволяет на этапе перемешивания добавлять в шихту дополнительные армирующие компоненты, например, рубленные углеродные волокна.

Также для повышения трещиностойкости керамики, пористая SiC матрица (получаемая удалением из объёма SiC–Si–C керамики углерода и кремния) может быть пропитана расплавами интерметаллидов, металлических сплавов или другими тугоплавкими веществами (рис. 2).

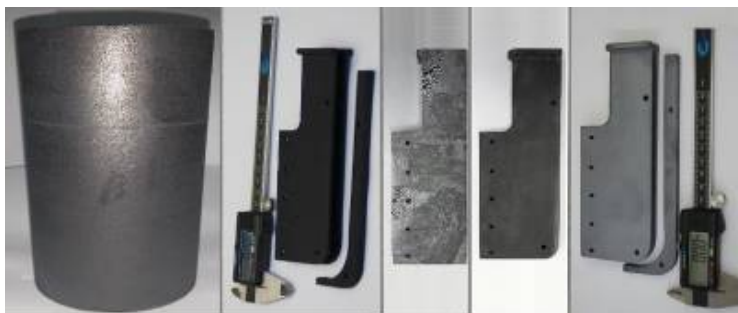


Рис. 1. Изготовление детали сложной геометрической формы из композиционного SiC материала с защитным SiC покрытием

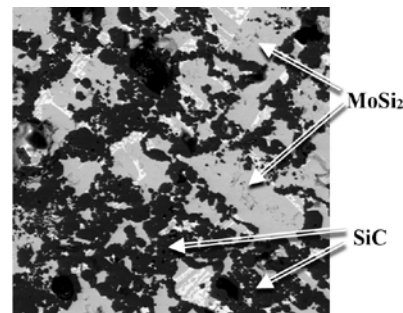


Рис. 2. Микроструктура SiC–MoSi₂ композита, полученного пропиткой пористого SiC каркаса расплавом MoSi₂

Для повышения окислительной стойкости композиционных материалов на основе SiC при высоких температурах, разработана методика нанесения защитных газоплотных карбидокремниевых покрытий. Методика основана на взаимодействии расплава или паров кремния и углерода, образующегося при расщеплении молекул углеводорода, подаваемого в тепловую зону вакуумной печи. Для образования SiC покрытий может использоваться как кремний, находящийся в объёме материала, так и пары кремния из расплава, находящегося вне керамической детали, на которую наносится защитное карбидокремниевое покрытие.

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СПЕКТРАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КРИСТАЛЛОВ ВГО

Дунаева Е.Э.¹, Ивлева Л.И.¹, Кузьмичева Г.М.², Болдырев К.Н.³

¹Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, г. Москва, Россия

²Московский технологический университет (МИТХТ), Москва, Россия

³Институт спектроскопии РАН, г.Троицк, Россия

edunaeva@lst.gpi.ru

Кристаллы германата висмута $\text{Bi}_4\text{Ge}_3\text{O}_{12}$ (эвлитин) являются известным сцинтиляционным материалом для видимой области спектра. Последние исследования показывают, что при определенных воздействиях кристаллы германата висмута могут проявлять особенные спектрально-люминесцентные характеристики. Например, в [1] работе были получены кристаллы ВГО розового оттенка, так называемые “red” ВГО с максимумами поглощения на длинах волн в 453 и 512 нм и с максимумом люминесценции в области 1,5 микрон. Получение в этих кристаллах 1,5мкм люминесценции открывает новые возможности их применения в качестве усилителей в оптоволоконных системах связи [2].

В настоящей работе проведены ростовые эксперименты и подобраны оптимальные параметры выращивания номинально чистых кристаллов ВГО двух ориентаций [111] и [100] методом Чохральского. Получены бесцветные, прозрачные в области 0.3 – 6.5 мкм, оптического качества кристаллы диаметром до 20 мм и длиной до 70 мм. Модифицированные (розовые) образцы ВГО были получены путем дополнительной высокотемпературной обработки (900-950°C) бесцветных пластин ВГО толщиной 1.5 – 2.0 мм в графитовых тиглях в условиях форвакуума (10^{-2} Торр) и присутствии в камере SnC_2O_4 в качестве восстановителя в количестве нескольких миллиграмм. Время отжига варьировалось в пределах 6 – 10 часов. Спектры поглощения окрашенных образцов выявляют пики на 365, 455 и 518 нм. Методом РСА было установлено наличие в кристаллической структуре кислородных вакансий, вакансий в позиции Вi и присутствие висмута в позиции германия. Изменение окраски кристаллов обусловлено формированием центров окраски $(V_{\text{O}}^{\bullet\bullet}, 2e')^{\times}$.

Проведены исследования люминесцентных характеристик модифицированных образцов ВГО при комнатной, азотной и гелиевой температурах. Показано, что при комнатной температуре наблюдается люминесценция с максимумом в области 1.5 мкм (время жизни - < 5 мкс при комнатной температуре, > 250 мкс при азотной температуре), интенсивность которой снижается с понижением температуры вплоть до полного исчезновения. При низких температурах появляется более интенсивная и широкая полоса люминесценции с максимумом на 1.12мкм (77К) или 1.13 мкм (5К). Проведенные исследования позволяют говорить о наличии различных оптических центров в данном материале.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 17-02-00368.

Список литературы

1. Yu P., Su L., Zhao H. Journal of Luminescence. **154**, 520-524, (2014).
2. P. Yu, L. Su, H. Zhao, Optical Materials **33**, 831–834, (2011).

ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ И УСЛОВИЙ РОСТА НА ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В ПРОФИЛИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ САПФИРА

Крымов В.М., Носов Ю.Г., Бахолдин С.И., Шульпина И.Л., Николаев В.И.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия
v.krymov@mail.ioffe.ru

Способ Степанова широко применяется для выращивания монокристаллов сапфира разной формы поперечного сечения: пластин, стержней, трубок и т.д.

К настоящему времени накоплен большой объем исследований по изучению структурных дефектов (блочности, дислокаций и остаточных напряжений) в этих монокристаллах. В работе приводятся результаты исследований по влиянию кристаллографической ориентации затравки, условий затравления и термических напряжений на развитие блочности и остаточных напряжений в кристаллах различной формы и размеров поперечного сечения.

Блочная и дислокационная структура выращенных кристаллов изучалась с помощью поляризационного микроскопа, избирательным травлением и рентгено – топографическим методом. Остаточные напряжения в вырезанных шайбах определялись методом оптической коноскопии.

Ленты Установлено, что базисная ориентация (плоскость ленты (0001)) в отличие от всех других ориентаций имеет ярко выраженную тенденцию к блокообразованию. В [1-5] были исследованы дислокационная структура, причины образования блоков и показаны пути выращивания безблочных лент.

Стержни В [6-7] показано, что в большинстве случаев при выращивании стержня в направлении оптической оси c [0001] образуется блочно-мозаичная структура. Начальная часть такого кристалла содержит отдельные крупные блоки. Далее, по мере роста кристалла наблюдается кольцообразное развитие блочной структуры от поверхности кристалла к центру с уменьшением размеров блоков. При выращивании стержней в направлении a $[2\bar{1}\bar{1}0]$ структурное совершенство кристаллов выше, обычно растет монокристалл, и только иногда образуются локальные приповерхностные блоки.

Трубки В [8-9] установлено, что для кристаллов трубчатой формы, выращенных в направлении a наблюдается сильное развитие блоков в областях проявления двух граней (0001) на боковой поверхности. Для трубок направления c развитие блочной структуры в сечении и по длине аналогично развитию блочности в стержнях той же ориентации

На рис. 1 показан пример изучения развития блочной структуры в трубке сечением 16х9мм. Видно, что уже на первых миллиметрах в растущем кристалле образуются блоки, причем место их образования совпадает с местом затравления на стержневую затравку. Это указывает на то, что дефектная структура растущей трубки наследуется от затравки. Далее, по мере роста кристалла блоки занимают все большую часть трубки и, наконец, блочная структура распространяется на все сечение образца.

Для двух сечений на расстоянии 30 и 200мм от затравки были получены рентгено-топографические изображения. Рентгеновская топограмма на рис. 2 f показывает безблочную левую часть шлифа (в согласии с оптической картиной) и отдельные рефлексы от многих блоков правой части. Белые области внутри контура трубки указывают на то, что кристаллографическая ориентация блоков в этой части настолько отклонена от исходной ориентации [0001], что рентгеновские отражения выходят далеко за контур трубки. На рис.2, g рентгеновское изображение показывает, что в образце блоков очень много и они разориентированы значительно сильнее, чем в предыдущем образце. Рент-

геновские изображения блоков разбросаны по площади и выходят за пределы видимого контура трубки.

Затравление. Кроме фактора кристаллографической ориентации, важнейшими условиями выращивания безблочных кристаллов являются также применение безблочной затравки и оптимальные тепловые условия затравления.

Однако при увеличении диаметра (ориентировочно больше 20мм) выращиваемого кристалла в кристаллах ориентации *c* возможно зарождение блоков даже при безблочной затравке.

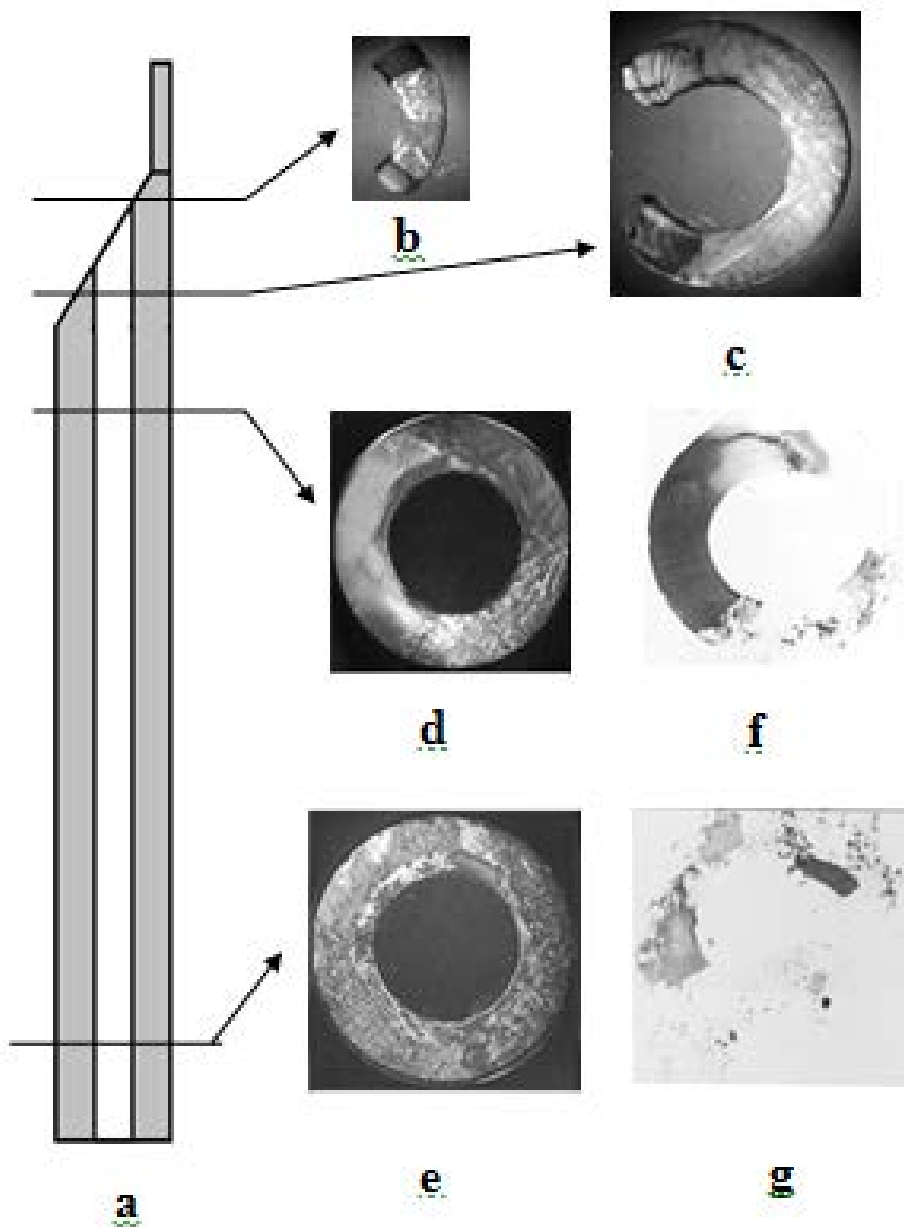


Рис. 1. Сапфировая трубка (16x9) mm и блочная структура ее различных участков. *a* – схема разрезки трубки, *b, c, d, e* – картины образцов в поляризованном свете, *f, g* – рентгено-топографические изображения

Термонапряжения. Методом коноскопии измерено распределение остаточных напряжений в поперечных сечениях стержня диаметром 23мм, квадратного стержня 17 x 14 мм и трубки 27 x 10мм, выращенных в направлении *c*. В стержне (рис.2*a*) разность напряжений ($\sigma_\phi - \sigma_r$) минимальна в центральной части и возрастает к его периферии. На поверхности стержня действуют тангенциальные растягивающие напряжения, величи-

на которых не превышает 20 МПа. В трубчатых монокристаллах величина $(\sigma_\phi - \sigma_r)$ достигает своих максимальных значений 15–20 МПа на внешней и внутренней поверхностях. На внешней поверхности трубки действуют тангенциальные растягивающие напряжения, тогда как на внутренней поверхности – тангенциальные сжимающие. Эпюра остаточных напряжений в стержне прямоугольного сечения (рис.2б) показывает, что по периметру кристалла действуют растягивающие напряжения и их уровень не превышает 20 МПа

Проведенные исследования позволили сделать вывод, что при оптимальном выборе кристаллографической ориентации и тепловых условий роста можно получать безблочные кристаллы сапфира различной формы с минимальным уровнем остаточных напряжений.

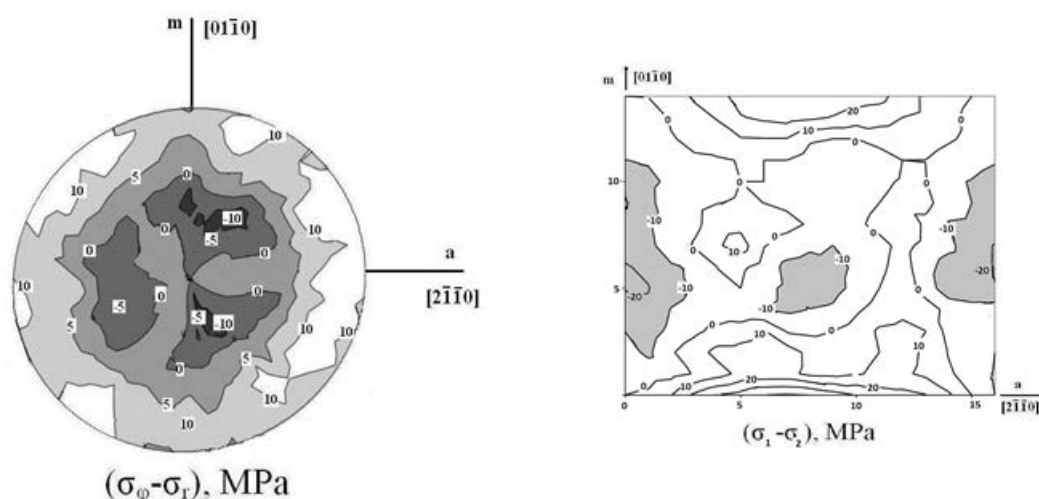


Рис.2. Эпюры остаточных напряжений в стержне круглого (а) и прямоугольного (б) сечений.

Список литературы

1. П.И. Антонов, В.М. Крымов, Ю.Г. Носов, И.Л. Шульпина, Изв. РАН, сер. физ. 2004, т.10., №6, с.777-783
2. В.М. Крымов, А.В. Денисов, М.И. Саллум, С.И. Бахолдин и др., Изв. РАН, сер. физ. 2009, т.73., №10, с.1436-1440
3. A.V. Denisov, A. Molchanov, Yu.O. Punin, V.M. Krymov, G. Muller, J. Friedrich, *Journal of Crystal Growth* 344 (2012) 38–44,
4. А.Е. Андреев, Е.Ф. Долженкова, П.В. Коневский, Л.А. Литвинов, О.А. Лукиенко, Неорганические материалы, 2015, том 51, № 10, с. 1105–1113
5. V. Tatartchenko, C.D. Jones, S.A. Zanella, J.W. Locher, F. Pranadi, US Patent, No. 200810075941A1, 2008.
6. В.М. Крымов, Ю.Г. Носов, С.И. Бахолдин, В.Н. Маслов, И.Л. Шульпина, Кристаллография, 2015, т.60, №3, с. 423-430
7. В.М. Крымов, Ю.Г. Носов, С.И. Бахолдин, Е.В. Галактионов, В.Н. Маслов, Э.А. Тропп, ФТТ, 2015, т.57, вып.4, с.727-732
8. В.М. Крымов, Ю.Г. Носов, С.И. Бахолдин, В.Н. Маслов, И.Л. Шульпина, М.П. Щеглов, Физика твердого тела, 2015, том 57, вып. 11, с.2190-2196
9. V.M. Krymov, Yu.G. Nosov, S.I. Bakholdin, V.N. Maslov, I.L. Shul'pina, V.I. Nikolaev, *Journal of Crystal Growth* 457 (2017) 314–319

ГЕНЕРАЦИЯ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ NiFeGaCo С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Аверкин А.И., Гузилова Л.И., Тимашов Р.Б., Солдатов А.В.,
Крымов В.М., Николаев В.И.

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,
Санкт-Петербург, Россия
AndreyAverkin@mail.ru*

Способность сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) совершать полезную работу при фазовых превращениях позволяет использовать их в приводах и силовых двигателях. В работе такого привода материал с ЭПФ испытывает противодействие, в нем возникают реактивные напряжения, которые возрастают с ростом температуры и направлены на преодоление противодействующей силы.

В настоящее время рекордная величина реактивных напряжений, 800 МПа, наблюдалась в поликристаллических образцах сплава Ni₂TiCu. Несмотря на столь высокое значение реактивных напряжений использование поликристаллических материалов в реальном устройстве часто нежелательно из-за того, что деформация в поликристаллах не полностью обратима, наблюдается кроме фазовой деформации и пластическая, что затрудняет управление работой такого привода.

Альтернативой поликристаллам Ni₂TiCu могут служить монокристаллы сплава NiFeGaCo. Деформация памяти формы в них достигает 12% и является полностью обратимой. Они обладают высоким пределом прочности при этом напряжения необходимые для деформации этого материала могут составлять единицы МПа.

Данная работа посвящена исследованию процесса генерации механических напряжений в монокристаллах сплава с ЭПФ при их нагреве, исследовались образцы, вырезанные из монокристалла Ni₄₉Fe₁₈Ga₂₇Co₆ ориентированного в направлении [100]A. Для обеспечения стабильных высоких показателей перед испытанием образцы подвергались отжигу в течении 2 часов при 1323 К с последующей закалкой в воду.

Образцы деформировались путем одноосного сжатия, так чтобы достичь максимально возможной деформации памяти формы, которая для данного кристаллографического направления составляла ~5,5%. Деформированные кристаллы помещались между неподвижными колоннами испытательной машины, заземлялись (слегка подгружались) и подвергались нагреву. Так как было затруднено восстановление деформации памяти формы, в образце развивались растягивающие напряжения, которые измерялись по действию образца на датчик испытательной машины и записывались как функция температуры.

Результаты исследования заземленных образцов демонстрируют, что температурный интервал генерации напряжений составляет 340÷690 К. При этом отклонение от линейного роста напряжений проявляется только при температуре 550 К. До этой температуры все изменения деформации образца полностью обратимы. При температуре 690 К достигается максимум реактивных напряжений 600 МПа. Затем следует этап быстрого снижения реактивных напряжений, вплоть до нуля при 810 К. Это снижение вызвано диффузионным распадом метастабильной мартенситной фазы и как следствие деградацией функциональных свойств материала.

Полученные данные, позволяют рассматривать кристаллы сплавов NiFeGaCo как весьма перспективные для применения их в приводах и силовых двигателях на ЭПФ и могут служить основой для теоретического расчёта работы таких двигателей.

Работа поддержана Российским научным фондом (Грант РНФ № 16-19-00129).

ПРЕИМУЩЕСТВА МЕТОДА РЕНТГЕНОВСКОГО ФАЗОВОГО КОНТРАСТА ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРОФИЛИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛОВ САПФИРА

Аргунова Т. С.¹, Кон В. Г.², Крымов В. М.¹

¹ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН, г. С.-Петербург, Российская Федерация

²НИЦ "Курчатовский Институт", г. Москва, Российская Федерация

Газовые включения являются характерным дефектом кристаллов профилированного сапфира, выращенных по методу Степанова. Пузыри, имеющие микроскопические размеры, возникают в процессе роста кристаллов при определенных физико-химических условиях. Они ухудшают прочность и оказывают отрицательное влияние на оптические и электрические свойства. Зная природу микропузырей, можно определить условия роста, при которых их образование будет находиться под контролем. Для понимания природы дефектов необходима количественная информация. Определить размер микропузыря можно при помощи метода оптической микроскопии. Однако короткое фокусное расстояние объектива с высоким увеличением (например, $\times 100$) ограничивает применения метода очень тонкими образцами. В некоторых исследованиях оптическую микроскопию сочетали с рентгеновской топографией [1, 2]. Топография обеспечивает большую глубину проникновения без разрушения образца и обладает высокой чувствительностью к деформации. В то же время разрешение этого метода невысокое. Дислокации кристаллической решетки, возникшие вследствие релаксации напряжений вокруг микропузырей, имеют широкие изображения, которые, перекрываясь между собой, делают невидимым вклад источников деформации.

В последние годы получил развитие альтернативный неразрушающий метод исследования микропор, а именно, рентгеновский фазовый контраст [3]. Источники синхротронного излучения (СИ) третьего поколения имеют малый угловой размер, что обеспечивает высокую пространственную когерентность пучка. Изменение толщины на несколько микрон, связанное с пустотой или газовым включением в твердом теле, может привести к заметному сдвигу фазы пучка СИ. На достаточно большом расстоянии от образца вдоль направления пучка интенсивность лучей становится неоднородной и ее можно зарегистрировать на пленку или детектор в условиях простой схемы эксперимента. Этот метод обычно называют методом фазового контраста, или методом на просвет [4]; по-другому его называют фазово-контрастной радиографией или "свободным прохождением" [5]. Количественный подход к изображениям включает определение фазы прямыми методами. В результате восстановления фазы получают информацию об объекте в реальном пространстве. Однако в некоторых случаях методы восстановления фазы не работают. Если поперечный размер микрообъекта составляет несколько микрон, его изображение измеряют в дальнем поле, т.е. на большом расстоянии z от образца. Такие изображения имеют увеличенный размер – больше, чем размер пиксела детектора, но слабые вариации интенсивности. Интенсивность можно увеличить путем использования розового пучка с широким спектром. Это, в свою очередь, приведет к значительному уменьшению контраста, до величин $< 1\%$. В таких условиях методы восстановления фазы, основанные на уравнении Максвелла для когерентного излучения, не могут быть использованы.

Тем не менее, всегда можно обработать экспериментальные изображения путем подгонки и определить размеры микрообъектов с помощью компьютерного моделирования [3, 6]. Мы использовали методы моделирования для изучения газовых включений, размер которых мал по сравнению с разрешением детектора.

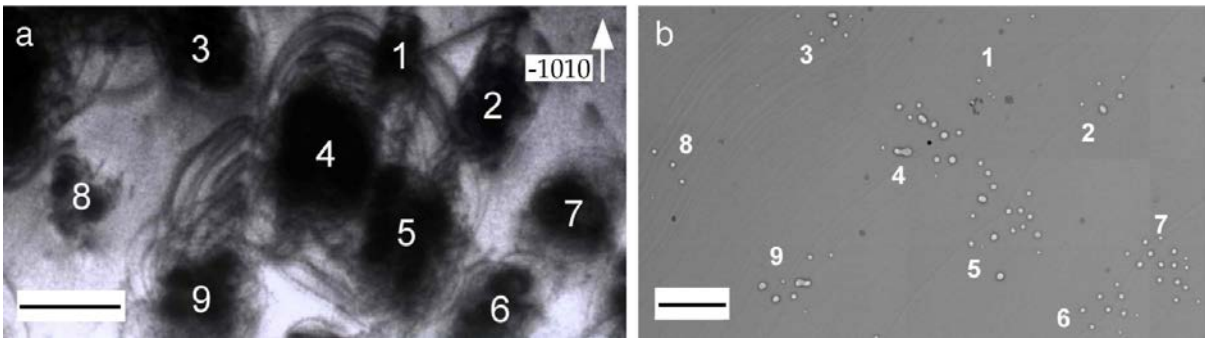


Рис. 1. *a* – Рентгеновая топограмма в синхротронном излучении с длиной волны $\lambda = 0.83 \text{ \AA}$. Масштаб 0.3 мм. *b* – Фазово-контрастное изображение на просвет. $\lambda = 0.49 \text{ \AA}$; $\Delta\lambda/\lambda = 0.01\%$. $z=25 \text{ см}$. Масштаб 0.2 мм

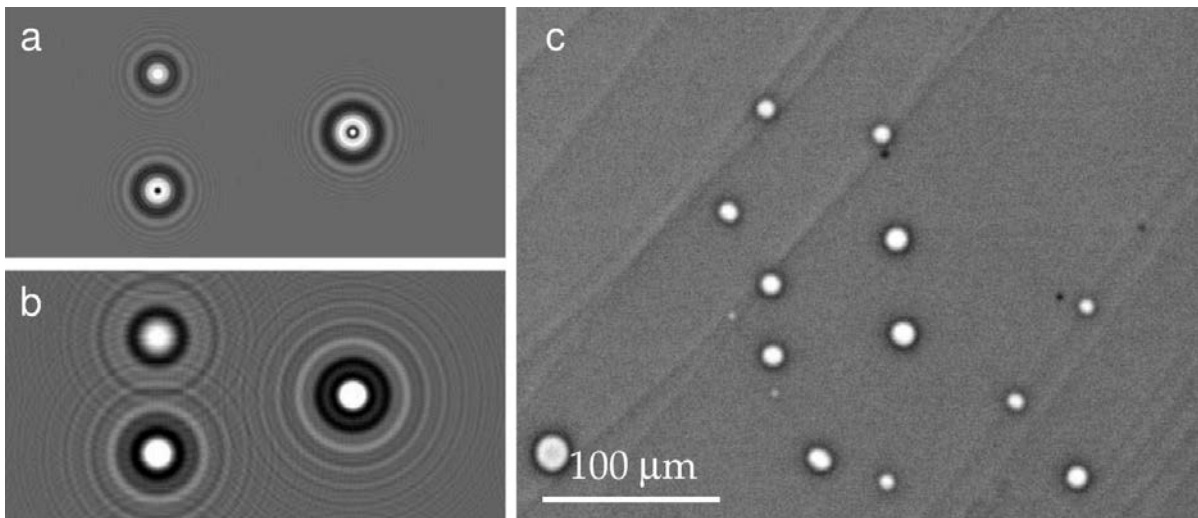


Рис. 2. *a, b* – Расчетные изображения, полученные путем моделирования микропузырей с диаметром 6, 8 и 10 мкм в ближнем ($z = 10 \text{ см}$) и дальнем ($z = 50 \text{ см}$) поле. *c* – Экспериментальное изображение в дальнем поле ($z = 25 \text{ см}$). $\lambda = 0.49 \text{ \AA}$; $\Delta\lambda/\lambda = 0.01\%$

На рис. 1 показаны рентгенотопографическое (*a*) и фазово-контрастное (*b*) изображения одной и той же области базисно-ограниченной ленты сапфира, выращенной по методу Степанова. Микропузыри вызывают сильную деформацию решетки и должны быть видны на топограммах. Однако изображения порожденных деформацией дислокации полностью экранируют источники напряжений. Фазовый контраст, напротив, не зависит от деформации и формируется за счет изменений толщины материала. Сопоставление изображений (*a*) и (*b*) на рис. 1 позволяет сделать однозначный вывод, что источниками дислокаций являются как группы, так и отдельные микропузыри. Поскольку фазово-контрастное изображение на рис. 1*b* получено в дальнем поле, размеры деталей не равны размерам пузырей. Для определения размеров следует выполнить компьютерное моделирование. Результаты представлены на рис. 2*a, b*. Несмотря на то, что излучение от источника СИ малого размера ($495 \text{ (H)} \times 29 \text{ (V)} \text{ мкм}^2$), расположенного на большом расстоянии от образца (36 м), было монохроматизировано до $\Delta\lambda/\lambda = 0.01\%$, экспериментальное изображение на рис. 2*c* выглядит испорченным по неизвестной причине.

Действительно, детектор находился на довольно большом расстоянии $z = 25 \text{ см}$ от образца; поэтому каждый пузырь мог иметь радиус, сравнимый с радиусом первой зоны Френеля $r_1 = (\lambda z)^{1/2}$. В условиях дальнего поля изображения имеют вид осцилляций интенсивности. Однако на экспериментальном изображении осцилляции не наблюдаются. В докладе мы объясняем возможные причины этого эффекта.

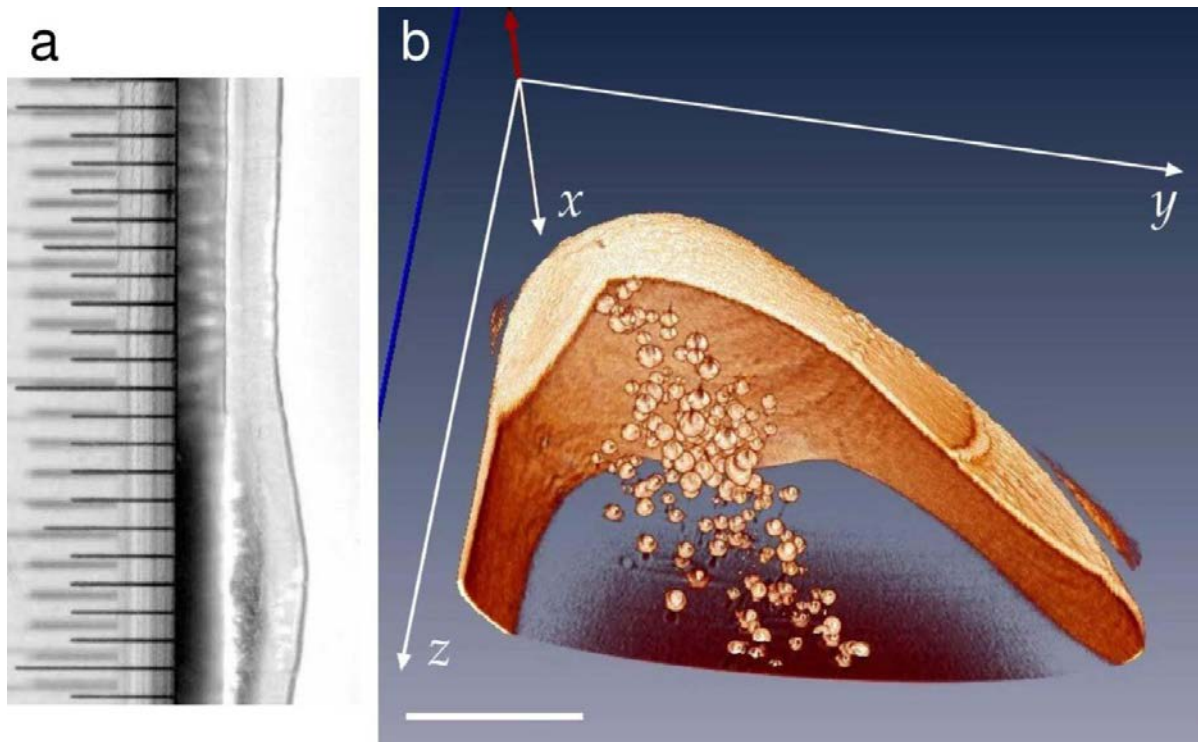


Рис. 3. *a* – Фрагмент фотографии профилированного изделия из сапфира рядом с измерительной линейкой, цена деления которой равна 1 мм. *b* – Трехмерная реконструкция изображения микропузырей в вершине изделия. Масштаб 200 мкм. Направление выращивания указано красной стрелкой. Метод компьютерной томографии в СИ. $\lambda = 0.49 \text{ \AA}$; $\Delta\lambda/\lambda = 0.01\%$

Метод компьютерной томографии был использован для реконструкции 3D изображений. Группа микропузырей, расположенных в остром конце изделия в виде длинного тонкого профиля на рис. 3*a*, показана на рис. 3*b*. Реконструкция выполнена на основе 270 двумерных проекций с полем зрения 2560×2160 пикселей и размером пиксела 0.32 мкм. Результаты сопоставления данных разных методов свидетельствуют в пользу того, что методы рентгеновского фазового контраста и томографии имеют преимущества перед другими методами в определении размеров, формы и концентрации микропузырей в объеме кристаллов сапфира, не зависящие от их структурного совершенства.

Список литературы

1. L. L. Kuandykov, S. I. Bakholdin, I. L. Shulpina et al. *J. Cryst. Growth* 275 (2005) e625.
2. С. И. Бахолдин, В. М. Крымов, А. В. Москалев и др. *Кристаллография* 53 (2008) 1150.
3. V. G. Kohn, T. S. Argunova. *Appl. Phys. Lett.* 91 (2007) 171901.
4. A. Snigirev, I. Snigireva, V. Kohn et al. *Rev. Sci. Instrum.* 66 (1995) 5486.
5. P. Cloetens, R. Barrett, J. Baruchel et al. *J. Phys. D: Appl. Phys.* 29 (1996) 133.
6. V. G. Kohn, T. S. Argunova, J. H. Je. *AIP Advances* 4 (2014) 097134.

ПРОЧНОСТЬ И ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЕВ AlN/SiC, ВЫРАЩЕННЫХ С ИСПАРЕНИЕМ ПОДЛОЖКИ SiC

Аргунова Т. С.¹, Гуткин М. Ю.²⁻⁴, Казарова О. П.¹, Микаелян К. Н.², Мохов Е. Н.¹, Мясоедов А. В.¹

¹ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН, г. С.–Петербург, Российская Федерация

²Институт проблем машиноведения РАН, С.–Петербург, Российская Федерация

³Университет ИТМО, С.–Петербург, Российская Федерация

⁴С.–Петербургский политехнический университет Петра Великого, С.–Петербург, Российская Федерация

Светодиоды, излучающие в коротковолновой ультрафиолетовой области, используют в медицине, биологии и различных областях техники. Значительное снижение эффективности приборов происходит вследствие образования дефектов структуры, вызванных тем, что твердые растворы AlGaN с высоким содержанием Al выращивают на инородных для них подложках. Лучшим материалом для собственных подложек являются кристаллы нитрида алюминия (AlN) и нитрида галлия (GaN). Промышленное производство собственных подложек пока не налажено. Однако кристаллы AlN большого диаметра уже доступны. Их получают методом сублимации на подложках карбида кремния (SiC).

Несоответствие параметров между кристаллическими решетками AlN и SiC составляет 1%. Негативное влияние рассогласованной подложки на качество растущего кристалла проявляется в генерации структурных дефектов на начальных стадиях роста. Кроме того, тонкие слои AlN на достаточно толстых подложках SiC всегда растрескиваются при остывании по причине большого различия коэффициентов термического расширения AlN и SiC. Уменьшение растрескивания и улучшение структурного совершенства наблюдается в толстых (>2 мм) слоях AlN на относительно тонких (~0.1–1 мм) подложках SiC.

На рис. 1 показано фазово-контрастное изображение поперечного среза кристаллического слоя AlN толщиной ~2 мм, выращенного на более тонкой подложке SiC методом сублимации [1]. Изображение получено в синхротронном излучении (СИ) с энергией фотонов $E = 16$ кэВ методом на просвет [2], в котором фазовый контраст формируется в результате прохождения когерентного СИ в пространстве за образцом и измеряется высокоразрешающим детектором. В структуре AlN/SiC микротрещины распространяются от интерфейса по направлению к свободной поверхности кристалла, существенно понижая его прочность.

В результате экспериментальных исследований было установлено, что испарение подложки SiC в процессе роста слоя может полностью предотвратить растрескивание AlN [3–4]. Модифицированный процесс [5] был реализован с использованием сэндвич-ячейки с малым зазором между источником и подложкой. На начальной стадии процесса выращивали очень тонкий слой AlN. Толщина подложки при этом не изменялась. На основной стадии температуру поднимали до ~2000° С. Толщина слоя увеличивалась и, в зависимости от времени роста, достигала нескольких десятых долей миллиметра или нескольких миллиметров. В то же время толщина подложки SiC уменьшалась до нуля. В отличие от слоев на неиспаренных подложках (рис. 1) такие кристаллы AlN практически не имеют трещин. Однако они содержат микроскопические полости, распределенные, в основном, по периферии образцов (рис. 2). Материал, содержащий пустоты, менее прочен, чем монолитный.

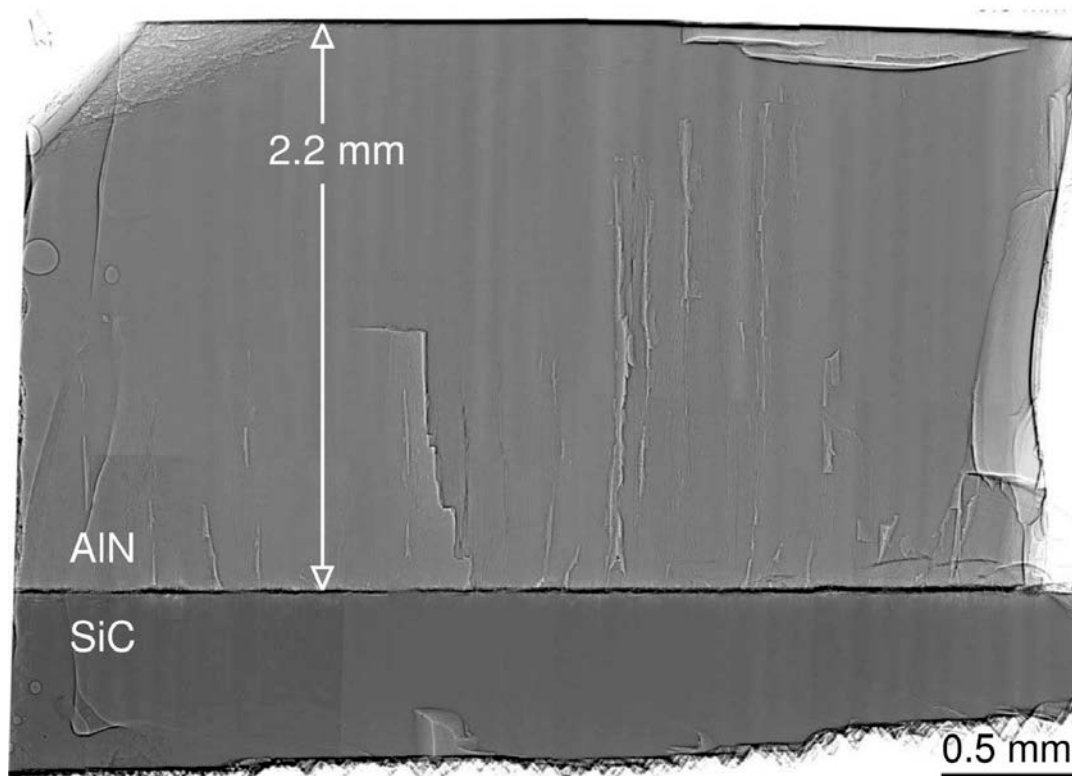


Рис. 1. Рентгеновское фазово-контрастное изображение поперечного среза структуры AlN/SiC, полученное методом на просвет с использованием синхротронного излучения. Энергия фотонов $E = 16$ кэВ; спектральное разрешение пучка $\Delta E/E = 2\%$. Поперечная длина когерентности равна 21 микрон

До сих пор в научной литературе не было данных о кинетике испарения монокристаллического карбида кремния. В рамках данной работы проведено исследование испарения SiC в системе SiC–AlN–Ag. Было установлено, что скорость испарения SiC заметно возрастает по сравнению со скоростью в инертной атмосфере. Испарение зависит не только от условий отжига и состава паровой фазы, но и от геометрических размеров кристалла, его структурного совершенства и кристаллографической ориентации. Следует отметить следующие особенности: (i) скорость испарения в латеральном направлении на порядок и более выше, чем в нормальном; (ii) особенно высокая скорость наблюдается в областях с большой плотностью дефектов структуры; (iii) полярные грани испаряются с разной скоростью и приобретают различный рельеф поверхности; (iv) скорость испарения в нормальном направлении существенно уменьшается от периферии к центру кристалла.

Эти особенности затрудняют полное удаление подложки в процессе роста кристаллов AlN большого диаметра. Поиск решения проблемы привел к использованию профилированных подложек, на обратной стороне которых был нанесен искусственный рельеф. Рост AlN происходил на гладкой стороне. Сторона с надрезами глубиной ~200–300 мкм подвергалась испарению. В парах AlN при температуре ~2000° С рельеф быстро сглаживался за счет высокой латеральной скорости испарения (рис. 3). Таким образом удавалось значительно повысить скорость нормального испарения подложки SiC.

Устранение термических напряжений путем испарения SiC позволило получить сплошные кристаллические пластины AlN толщиной 0.2–1.5 мм. Пластины были использованы в качестве образцов для исследования типа дислокационной структуры на начальной стадии процесса выращивания кристаллов AlN методом сублимации.

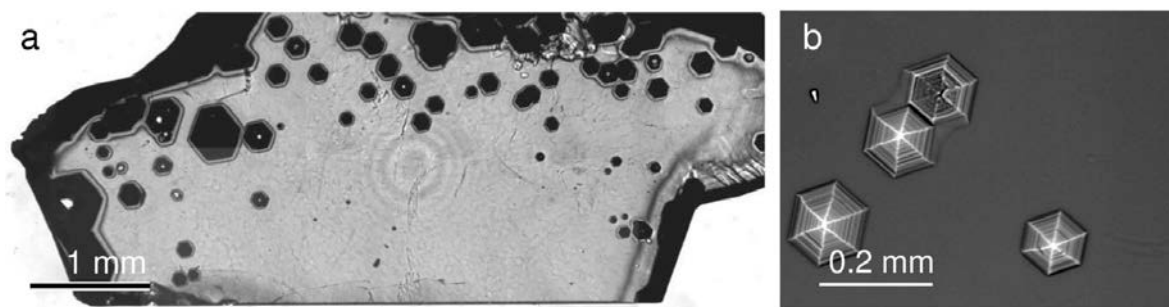


Рис. 2. Оптическая микрофотография (а) и рентгеновское фазово-контрастное изображение в СИ (b) кристалла AlN с испаренной подложкой SiC. $E = 16 \text{ keV}$

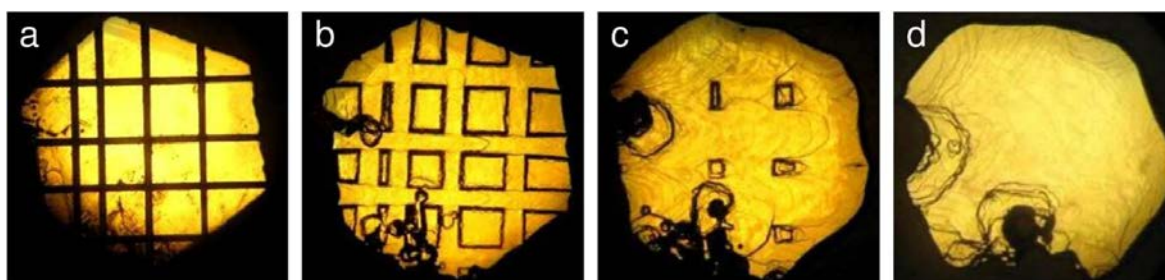


Рис. 3. Оптические микрофотографии образца SiC с надрезами на испаряемой поверхности, полученные до отжига (а) и после отжига (b–d). Температура отжига 2000°C . Давление азота 0.1 Бар. Время отжига 1.5 (b), 3.5 (c) и 5.5 (d) часов

Комплексом методов исследования дефектов структуры, включающим рентгеновскую дифрактометрию, топографию и фазовую радиографию в СИ, а также просвечивающую электронную микроскопию установлено, что дислокации формируют мозаичную структуру со слабо-разориентированными субзернами ($\sim 1\text{--}3$ угл. мин.). Предложена теоретическая модель, которая описывает релаксацию напряжений несоответствия в растущих слоях AlN на испаряющихся подложках SiC [6].

Несмотря на то, что нами выявлено существенное улучшение структурного качества и сплошности слоев AlN с испаренной подложкой, образование микро-пустот негативно влияет на прочность, на распределение и плотность дислокаций. Оптимизация технологических условий нуждается в более тщательном исследовании.

Список литературы

1. E. Mokhov, I. Izmaylova, O. Kazarova, *et al.* Phys. Status Solidi C 10 (2013) 445.
2. V. G. Kohn, T. S. Argunova. Appl. Phys. Lett. 91 (2007) 171901.
3. T. S. Argunova, M. Yu. Gutkin, O. P. Kazarova, *et al.* Mater. Sci. Forum 821–823 (2015) 1011.
4. Т. С. Аргунова, М. Ю. Гуткин, Е. Н. Мохов и др. ФТТ 57 (2015) 2400.
5. E. N. Mokhov, T. S. Argunova, J. H. Je, *et al.* CrystEngComm 19 (2017) 3192.
6. T. S. Argunova, M. Yu. Gutkin, J. H. Je, *et al.* Crystals 7 (2017) 163.

ВАРИАЦИОННАЯ ПОСТАНОВКА И ПОСТРОЕНИЕ ПРИБЛИЖЕННЫХ РЕШЕНИЙ ЗАДАЧИ О ФОРМЕ КАПЛИ РАСПЛАВА, ВЫХОДЯЩЕЙ ИЗ ФОРМООБРАЗОВАТЕЛЯ

Галактионов Е.В.¹, Галактионова Н.Е.², Тропп Э.А.¹

¹Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия; ²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия;
galakt@ammp.ioffe.ru

Теоретические исследования формы жидкой капли малого объема на твердой поверхности при наличии зоны трехфазного контакта необходимы для решения многих научных и технологических проблем [1]. Задачи равновесия капиллярных поверхностей – база для изучения формы жидких менисков в процессе роста монокристаллов по способу Степанова [2]. В работе [3] даны вариационные постановки основных задач этого класса: капля на твердой поверхности, капля на капле другой жидкости, капля с частично ограниченной поверхностью. В работе [4] построены асимптотики форм поверхностей лежащих и висящих каплях с учетом силы тяжести, найдены их приближенные решения для случая малого числа Бонда, а также приведена библиография работ по этой тематике. В настоящей работе исследована задача, представляющая собой симбиоз двух задач, а именно, задачи о капиллярной трубке и задачи о капле, лежащей на твердой поверхности (задача о капле, выходящей из формообразователя, см. рис.1).

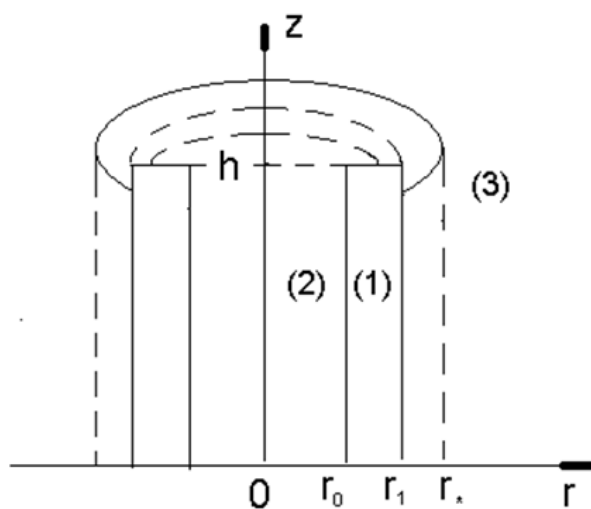


Рис. 1. Капля, выходящая из формообразователя. (1) – твердая среда, (2) – жидкая, (3) – газообразная

Будем считать каплей всю фигуру грибовидной формы. Ввиду осевой симметрии будем решать задачу в цилиндрической системе координат (r, z) . Ножка гриба – цилиндр радиуса r_0 и высотой h ($r_0 \ll h$). Внешний радиус формообразователя r_1 . Внутренняя кромка формообразователя – без закругления, а внешняя имеет закругление по дуге окружности радиуса R . Рассмотрен случай, когда капля расплава заходит за внешнюю кромку формообразователя. Абсцисса точки максимального удаления капли от оси симметрии r_* , $u_1(r)$, $u_2(r)$ – искомые однозначные функции, описывающие профиль верхней части капли, граничащей с газом (шляпки), на промежутках $[0, r_*]$ и $[r_1, r_*]$, соответственно. В точке капли с абсциссой r_* производные этих функций обращаются в бесконечность. Объем капли – заданная величина

$$I\{u_1(r), u_2(r)\} = 2\pi \left(\int_0^{r_0} u_1 r dr + \int_{r_0}^{r_1-R} (u_1 - h) r dr + \int_{r_1-R}^{r_1} (u_1 - f(r)) r dr + \int_{r_1}^{r_*} (u_1 - u_2) r dr \right) = V, \quad (1)$$

где $f(r) = h - R + \sqrt{R^2 - (R - (r_1 - r))^2}$.

Введем в рассмотрение функционал, включающий в себя поверхностную энергию и энергию силы тяжести. Поверхностная энергия, в свою очередь, будет состоять из части, соответствующей свободной поверхности капли и части, соответствующей контакту жидкости с твердым телом. Таким образом, исследуемый функционал можно записать в следующем виде:

$$\begin{aligned}
J\{u_1(r), u_2(r)\} = & 2\pi \left\{ \int_0^{r_0} \left(\sigma_{23} \sqrt{1+(u_1')^2} r + (\sigma_{12} - \sigma_{13})(r+h) + 0.5g\rho u_1^2 r \right) dr + \right. \\
& \int_{r_0}^{r_1-R} \left(\sigma_{23} \sqrt{1+(u_1')^2} + \sigma_{12} - \sigma_{13} + 0.5g\rho(u_1-h)^2 \right) r dr + \\
& \int_{r_1-R}^{r_1} \left(\sigma_{23} \sqrt{1+(u_1')^2} + (\sigma_{12} - \sigma_{13}) \sqrt{1+(f'(r))^2} + 0.5g\rho(u_1-f(r))^2 \right) r dr + \\
& \left. \int_{r_1}^{r_*} \left(\sigma_{23} [\sqrt{1+(u_1')^2} + \sqrt{1+(u_2')^2}] + 0.5g\rho(u_1-u_2)^2 \right) r dr + (\sigma_{12} - \sigma_{13})(h-u_2(r_1))r_1 \right\}, \quad (2)
\end{aligned}$$

где $\sigma_{12}, \sigma_{13}, \sigma_{23}$ – поверхностные натяжения между средами, ρ – плотность жидкости.

Получаем изопериметрическую задачу: найти минимум энергетического функционала (2) при условии, что функционал (1), описывающий объем, принимает заданное значение. Варьирование расширенного функционала дает нам уравнения Эйлера и условие трансверсальности. Далее, приводим задачу к безразмерному виду с помощью введения следующих масштабов: $\xi = r/r_0, w_i = u_i/r_0, i=1,2$ и введем обозначения $\mu = \lambda r_0 / \sigma_{23}, B = g\rho r_0^2 / \sigma_{23}, h_1 = h/r_0, V_1 = V / 2\pi r_0^3, \varepsilon = R/r_0, f_1(\xi) = f(r)/r_0$. Безразмерная постоянная B - число Бонда. В этих переменных задача будет иметь следующий вид:

уравнения Эйлера

$$\frac{d}{d\xi} \left(\frac{\xi w_1'(\xi)}{\sqrt{1+(w_1'(\xi))^2}} \right) = B\xi w_1(\xi) + \mu\xi, \quad \xi \in (0,1), \quad (3)$$

$$\frac{d}{d\xi} \left(\frac{\xi w_1'(\xi)}{\sqrt{1+(w_1'(\xi))^2}} \right) = B\xi (w_1(\xi) - h_1) + \mu\xi, \quad \xi \in (1, \xi_1 - \varepsilon), \quad (4)$$

$$\frac{d}{d\xi} \left(\frac{\xi w_1'(\xi)}{\sqrt{1+(w_1'(\xi))^2}} \right) = B\xi (w_1(\xi) - f_1(\xi)) + \mu\xi, \quad \xi \in (\xi_1 - \varepsilon, \xi_1), \quad (5)$$

$$\frac{d}{d\xi} \left(\frac{\xi w_1'(\xi)}{\sqrt{1+(w_1'(\xi))^2}} \right) = B\xi (w_1(\xi) - w_2(\xi)) + \mu\xi, \quad \xi \in (\xi_1, \xi_*), \quad (6)$$

$$\frac{d}{d\xi} \left(\frac{\xi w_2'(\xi)}{\sqrt{1+(w_2'(\xi))^2}} \right) = -B\xi (w_1(\xi) - w_2(\xi)) - \mu\xi, \quad \xi \in (\xi_1, \xi_*) \quad (7)$$

и двенадцать условий

$$\frac{w_2'(\xi_1)}{\sqrt{1+(w_2'(\xi_1))^2}} = \frac{\sigma_{13} - \sigma_{12}}{\sigma_{23}} \equiv \alpha_0, \quad (\text{условие трансверсальности}) \quad (8)$$

$$w_1'(0) = 0, \quad w_1'(\xi_*) = -\infty, \quad w_2'(\xi_*) = +\infty, \quad w_1(1-0) = w_1(1+0), \quad w_1'(1-0) = w_1'(1+0), \quad (9)$$

$$w_1(\xi_1 - \varepsilon - 0) = w_1(\xi_1 - \varepsilon + 0), \quad w_1'(\xi_1 - \varepsilon - 0) = w_1'(\xi_1 - \varepsilon + 0), \quad (10)$$

$$w_1(\xi_1 - 0) = w_1(\xi_1 + 0), \quad w_1'(\xi_1 - 0) = w_1'(\xi_1 + 0), \quad w_2(\xi_*) = w_1(\xi), \quad (11)$$

$$\int_0^1 w_1(\xi) \xi d\xi + \int_1^{\xi_1 - \varepsilon} (w_1(\xi) - h_1) \xi d\xi + \int_{\xi_1 - \varepsilon}^{\xi_1} (w_1 - f_1)(\xi) \xi d\xi + \int_{\xi_1}^{\xi_*} (w_1 - w_2)(\xi) \xi d\xi = V_1. \quad (12)$$

Далее решаем задачу (3)–(12) для случая малых чисел Бонда. Ищем решения в виде рядов по степеням малого параметра B : $w_i(\xi) = w_{i0}(\xi) + w_{i1}(\xi)B + \dots, i = 1, 2$. Искомые величины ξ_*, μ (приведенный множитель Лагранжа) также ищем в виде рядов по параметру B : $\xi_* = \xi_{*0} + \xi_{*1}B + \dots, \mu = \mu_0 + \mu_1B + \dots$. Подставив эти разложения в уравнения (3)–(7), условия (8)–(12) и приравняв коэффициенты при одинаковых степенях малого параметра, получим задачи нулевого, первого и следующих приближений.

В работе построены нулевое приближение (не учитывающее действие силы тяжести) и первое приближение (учитывающее действие этой силы). Приведем вид функций $w_{10}(\xi), w_{20}(\xi)$, описывающих форму капли расплава, выходящей из формообразователя, и величины ξ_{*0}, μ_0

$$w_{i0}(\xi) = \frac{\xi_1}{\alpha_0} \left(\sqrt{1 - \alpha_0^2} \pm \sqrt{1 - \frac{\alpha_0^2}{\xi_1^2} \xi^2} \right) + \frac{1}{\xi_1} \left(2V_1 + h_1((\xi_1 - \varepsilon)^2 - 1) \right) - \frac{\xi_1}{3\alpha_0^3} \left(2 + (2 + \alpha_0^2) \sqrt{1 - \alpha_0^2} \right) + \frac{2}{\xi_1^2} \int_{\xi_1 - \varepsilon}^{\xi_1} f_1(\xi) \xi d\xi, \quad i = 1, 2, \quad \xi_{*0} = \xi_1 / \alpha_0, \quad \mu_0 = -2\alpha_0 / \xi_1. \quad (13)$$

При $\varepsilon \rightarrow 0$ получаем решение задачи без закругления. Аналогичный результат имеет место и для случая закругления внутренней кромки. Построено решение для первого приближения и установлено, что оно терпит разрыв (скачок) первой производной в точке $\xi = \xi_1$. Наличие закругления внешней кромки формообразователя не влияет на существование скачка первой производной решения. Таким образом, в рассматриваемом случае не существует дважды непрерывно дифференцируемого решения задачи (капля соскальзывает с внешней кромки).

1. Финн Р. // Равновесные капиллярные поверхности. Математическая теория. М.: Мир. 1989. 312 с.
2. Антонов П.И., Затуловский Л.М., Костыгов А.С. и др. // Получение профилированных монокристаллов и изделий способом Степанова / Под ред. В.Р. Регеля, С.П. Никанорова. Л.: Наука, 1981. 280 с..
3. Галактионов Е.В., Галактионова Н.Е., Тропп Э.А. // Изв. РАН, сер. физич. 2009, **73**, вып. 10, с. 1393.
4. Галактионов Е.В., Галактионова Н.Е., Тропп Э.А. // ЖТФ. 2016, **86**, вып.12, с. 17.

АСИМПТОТИКА ФОРМЫ ВЕРТИКАЛЬНОГО ЖИДКОГО МОСТА МЕЖДУ ПЛОСКОСТЯМИ И ПРОФИЛЬНЫЕ КРИВЫЕ МЕНИСКОВ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ, ВЫРАЩИВАЕМЫХ СПОСОБОМ СТЕПАНОВА

Галактионов Е.В.¹, Галактионова Н.Е.², Тропп Э.А.¹

¹Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия; ²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия;
galakt@ammp.ioffe.ru

В последние десятилетия теория жидких мостов между различными поверхностями привлекает внимание исследователей. В одной из первых работ, посвященных изучению жидких мостов [1], автор предлагает рассматривать два типа объектов, а именно мосты с фиксированным контуром контакта (r -bridges) и с фиксированным краевым углом (θ -bridges). Далее, следуя [2], можно выделить два основных направления исследований: изучение формы жидких мостов и изучение их устойчивости, при этом используются как асимптотические, так и численные методы решения уравнений. В [3] и [4] построены асимптотики форм боковых поверхностей горизонтального и вертикального θ -мостов при малых числах Бонда. Библиография представлена в работах [2], [3].

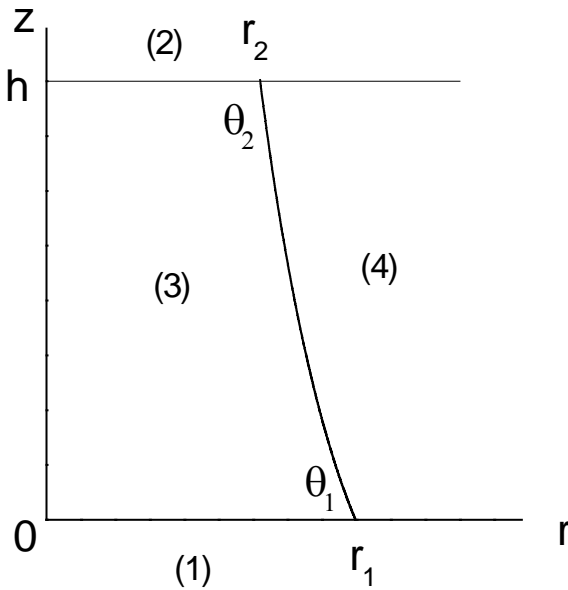


Рис. 1. Жидкий мост между параллельными плоскостями. (1) и (2) – твердые среды, (3) – жидкая среда, (4) – газообразная, θ_1, θ_2 – краевые углы.

искомая однозначная функция, описывающая профильную кривую мениска расплава. Предположим дополнительно, что $0 < \theta_1 < \pi/2$, а $\pi/2 < \theta_2 < \pi$. Объем капли будем считать фиксированным :

$$I\{u(r)\} = 2\pi \int_{r_2}^{r_1} u(r) r dr + \pi(r_2)^2 h = V. \quad (1)$$

Введем в рассмотрение функционал, включающий в себя поверхностную энергию и энергию силы тяжести. Поверхностная энергия в свою очередь состоит из части, со-

Практическим применением этой теории является изучение профильных кривых менисков монокристаллов цилиндрической формы, выращиваемых из расплава способом Степанова [5]. В настоящей работе рассмотрен частный случай жидкого моста - вертикальный жидкий мост малого объема между параллельными твердыми плоскостями, удаленными друг от друга на заданное расстояние h (см. рис.1). Такой жидкий мост моделирует каплю расплава, находящуюся между формообразователем и кристаллом в установившемся процессе роста. Ввиду предполагаемой осевой симметрии будем использовать цилиндрическую систему координат (r, z) . Поверхностные натяжения между средами

$\sigma_{13}, \sigma_{14}, \sigma_{34}, \sigma_{23}, \sigma_{24}$, соответственно. Область контакта жидкого моста с плоскостью $z = 0$ (формообразователем) – круг радиуса r_1 , а с плоскостью $z = h$ (фронтом кристаллизации) – круг радиуса r_2 ($r_2 < r_1$), $u(r)$ –

ответствующей свободной поверхности капли и части, соответствующей контакту жидкости с твердым телом. Исследуемый функционал можно записать в виде

$$J\{u(r)\} = 2\pi \int_{r_2}^{r_1} (\sigma_{34} \sqrt{1+(u')^2} + 0.5g\rho u^2 + \sigma_{13} - \sigma_{14}) r dr + \pi (\sigma_{13} - \sigma_{14} + \sigma_{23} - \sigma_{24} + 0.5g\rho h^2)(r_2)^2, \quad (2)$$

где g – ускорение силы тяжести, ρ – плотность жидкости. Таким образом, приходим к изопериметрической задаче: найти минимум функционала (2) при условии, что функционал (1) принимает заданное значение V . Выполнив варьирование расширенного функционала $J + \lambda I$ (λ – множитель Лагранжа), получим уравнение Эйлера и два условия трансверсальности. Вводим безразмерные переменные $\xi = r/V^{1/3}$, $w = u/V^{1/3}$ и безразмерные параметры $\mu = \lambda V^{1/3} / \sigma_{34}$ (искомая величина), $h_1 = h/V^{1/3}$, $B = g\rho V^{2/3} / \sigma_{34}$ (заданные величины). Безразмерная постоянная B – число Бонда. В безразмерном виде задача примет следующий вид:

уравнение Эйлера

$$\frac{d}{d\xi} \left(\frac{\xi w'(\xi)}{\sqrt{1+(w'(\xi))^2}} \right) = B\xi w(\xi) + \mu\xi, \quad \xi_2 < \xi < \xi_1; \quad (3)$$

условия трансверсальности

$$\cos \theta_1 \equiv \frac{1}{\sqrt{1+(w'(\xi_1))^2}} = \frac{\sigma_{14} - \sigma_{13}}{\sigma_{34}} \equiv \alpha_1, \quad (4)$$

$$\cos \theta_2 \equiv -\frac{1}{\sqrt{1+(w'(\xi_2))^2}} = \frac{\sigma_{24} - \sigma_{23}}{\sigma_{34}} \equiv \alpha_2, \quad (-1 < \alpha_2 < 0); \quad (5)$$

условия соприкосновения жидкого моста с дном и крышкой

$$w(\xi_1) = 0, \quad w(\xi_2) = h_1; \quad (6)$$

условие сохранения объема

$$2\pi \int_{\xi_2}^{\xi_1} w(\xi) \xi d\xi + \pi (\xi_2)^2 h_1 = 1. \quad (7)$$

Последнее условие с помощью интегрирования по частям и с учетом условий (6) перепишем в виде

$$\int_{\xi_2}^{\xi_1} w'(\xi) \xi^2 d\xi = -1/\pi. \quad (8)$$

Предположим, что число Бонда мало. Решение задачи будем искать в виде ряда по степеням параметра B : $w(\xi) = w_0(\xi) + w_1(\xi)B + \dots$. Искомые величины ξ_1, ξ_2, μ также ищем в виде рядов по степеням B : $\xi_i = \xi_{i0} + \xi_{i1}B + \dots$, $i = 1, 2$, $\mu = \mu_0 + \mu_1B + \dots$. В работе построены нулевое и первое приближения. Приведем алгоритм построения нулевого приближения для трех вариантов граничных условий.

Случай 1) на крышке и на дне – условия (4), (5) с заданными постоянными α_1, α_2 . Однократное интегрирование уравнения (3) дает

$$w'_0(\xi) = \frac{\Phi(\xi)}{\sqrt{1-(\Phi(\xi))^2}}, \quad \Phi(\xi) = (0.5\mu_0 \xi^2 + C_1)/\xi, \quad -1 < \Phi(\xi) < 0, \quad \xi_{20} < \xi < \xi_{10}. \quad (9)$$

Учет граничных условий (4), (5) позволяет найти постоянную интегрирования C_1 и множитель Лагранжа μ_0

$$C_1 = -0.5\mu_0\xi_{20}^2 - \xi_{20}\sqrt{1-(\alpha_2)^2}, \mu_0 = 2\left(-\xi_{10}\sqrt{1-(\alpha_1)^2} + \xi_{20}\sqrt{1-(\alpha_2)^2}\right)/(\xi_{10}^2 - \xi_{20}^2).$$

Проинтегрировав уравнение (9) с учетом первого из условий (6), найдем выражение для профильной кривой мениска в нулевом приближении

$$w_0(\xi) = \int_{\xi_{10}}^{\xi} \frac{\Phi(\eta)}{\sqrt{1-(\Phi(\eta))^2}} d\eta. \quad (10)$$

Два оставшихся условия: второе условие (6) и условие (8), дают систему двух нелинейных уравнений для определения величин ξ_{10} , ξ_{20}

$$\int_{\xi_{10}}^{\xi_{20}} \frac{\Phi(\xi)}{\sqrt{1-(\Phi(\xi))^2}} d\xi = h_1, \quad \int_{\xi_{10}}^{\xi_{20}} \frac{\Phi(\xi)\xi^2}{\sqrt{1-(\Phi(\xi))^2}} d\xi = \frac{1}{\pi}. \quad (11)$$

Левые части этих уравнений выражаются через эллиптические интегралы первого и второго рода [4]. Решив эту систему, находим ξ_{10} , ξ_{20} (если существуют решения $\xi_{20} < \xi_{10}$), далее μ_0 , C_1 и форму боковой поверхности жидкого моста в нулевом приближении (формула (10)).

Случай 2) на крышке задаем угол роста ε_0 . Тогда вместо условия (5) будем иметь условие

$$w'_0(\xi_{20}) = -ctg(\varepsilon_0). \quad (12)$$

В результате изменятся только выражения для постоянных C_1 , μ_0

$$C_1 = -0.5\mu_0\xi_{20}^2 - \xi_{20}\cos(\varepsilon_0), \mu_0 = 2\left(-\xi_{10}\sqrt{1-(\alpha_1)^2} + \xi_{20}\cos(\varepsilon_0)\right)/(\xi_{10}^2 - \xi_{20}^2). \quad (13)$$

Алгоритм определения функции $w_0(\xi)$, представляющую собой профильную кривую мениска в нулевом приближении, будет тот же, но с другой вспомогательной функцией $\Phi(\xi)$.

Случай 3) заданы угол роста ε_0 (на крышке) и радиус основания жидкого моста ξ_1 (условие зацепления за край формообразователя). Итак, на крышке условие (12), а на дне вместо условия трансверсальности (4) задана величина ξ_1 . В результате постоянная интегрирования C_1 также как во втором варианте будет определяться выражением (13), а две искомые величины μ_0 , ξ_{20} будут найдены из системы (11) при заданном значении величины ξ_1 и функции $\Phi(\xi) = (0.5\mu_0(\xi^2 - \xi_{20}^2) - \xi_{20}\cos(\varepsilon_0))/\xi$.

Таким образом, в каждом из трех вариантов задача нахождения нулевого приближения сводится к решению нелинейной системы (11).

1. Fortes M.A. // J. Colloid Interface Sci. 1982. **88**, N 2, P. 338.
2. Fel L.G., Rubinstein V.Y. // Z. Angew.Math. 2016. **66**, P. 3447.
3. Haynes M., O'Brien S.B.G., Benilov E.S. // Phys. Fluids. 2016. **28**, P. 042107.
4. Галактионов Е.В., Галактионова Н.Е., Тропп Э.А. // ЖТФ. 2017. **87**, вып.10, с. 1475.
5. Антонов П.И., Затуловский Л.М., Костыгов А.С. и др.// Получение профилированных монокристаллов и изделий способом Степанова / Под ред. В.Р. Регеля, С.П. Никанорова. Л.: Наука, 1981. 280 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ni–Fe–Ga–Co ВЫРАЩЕННЫХ ПО СПОСОБУ СТЕПАНОВА, НА РАЗНЫХ ЭТАПАХ НАГРУЖЕНИЯ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Носов Ю.Г., Солдатов А.В., Крымов В.М., Аверкин А.И., Николаев В.И.

ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
yu.nosov@mail.ioffe.ru

Кристаллы сплава Ni–Fe–Ga–Co, обладающие эффектом памяти формы (ПФ), включая магнитный, интересны с практической точки зрения большими обратимыми деформациями [1]. Данная работа посвящена исследованию поверхностного рельефа кристаллов $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ в мартенситной фазе, процессу деформации и восстановления деформации памяти при нагреве кристаллов.



Рис. 1

Кристаллы цилиндрической формы диаметром 8–10 мм выращивались из расплава способом Степанова. В работе [2] было показано, что в кристаллах состава $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ переход аустенит – мартенсит происходит при температуре 9,5–9,0°C, а обратный переход при температуре 15–16°C. При этом, после нескольких теплосмен мартенситные кристаллы повторяющимся образом развивались в форме параллельных пластин одинаково ориентированных по отношению к оси исходного кристалла [110]. Это давало возможность вырезать из выращенного кристалла прямоугольные образцы, в которых пластинчатые мартенситные кристаллы (видимые при охлаждении) ориентированы параллельно одной из сторон, схема на рис.1. Таким образом, при дальнейшей работе с образцом: закалке, травлению поверхности, механическим испытаниям изучалась картина мартенситного рельефа на гранях а и в кристалла. Исследование проводилось на образце размером 10x5x3,5 мм.



На первом этапе исходный образец с полированной поверхностью охлаждался ниже температуры мартенситного перехода до появления характерного рельефа свя-

занного с кристаллами мартенсита, фото 1, грань а. Затем образец нагревался до комнатной температуры и наблюдали исчезновение мартенситной структуры на той же грани фото 2–3. Высота ступеней мартенситного рельефа составляла от нескольких микрон до 100–150 мкм. На втором этапе кристалл подвергался одноосному сжатию вдоль длинной оси, фото 4, грань (а). Видно общее искривление поверхности и прямолинейные полосы пластической деформации. Поверхностный мартенситный рельеф при увеличениях до $50\times$ не просматривался. Диаграмма деформации дана на рис. 2-1.

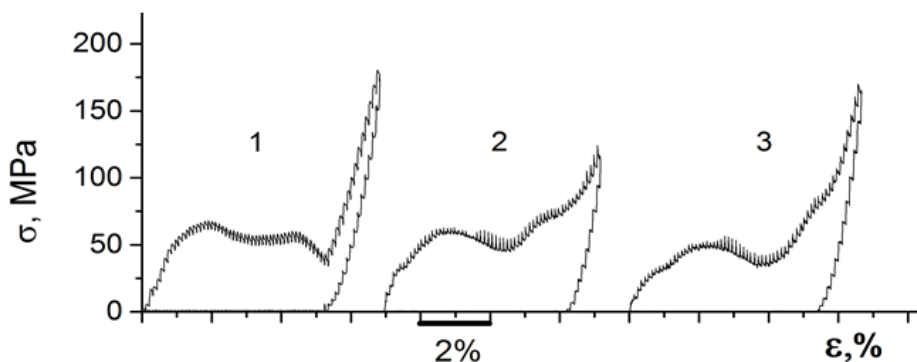
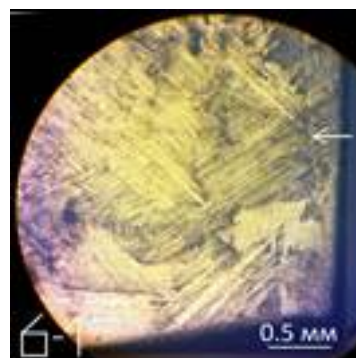
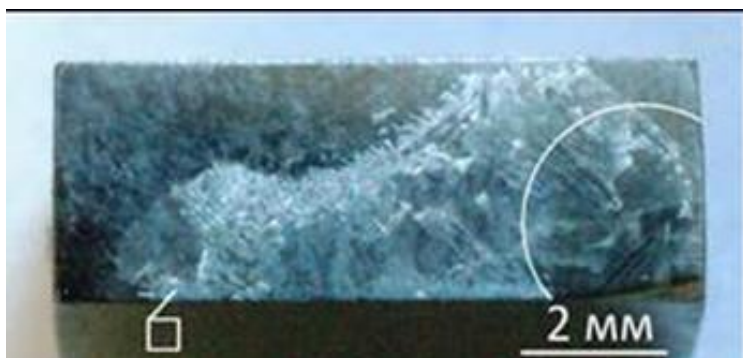
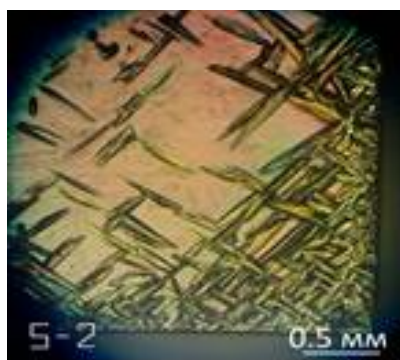
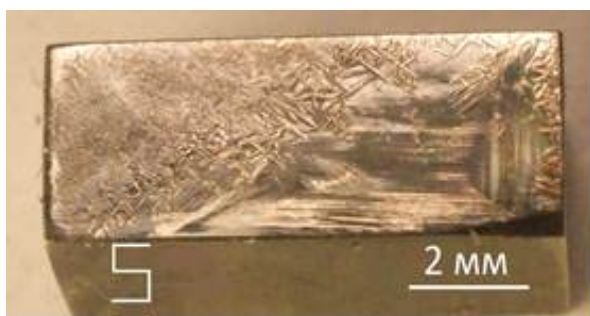
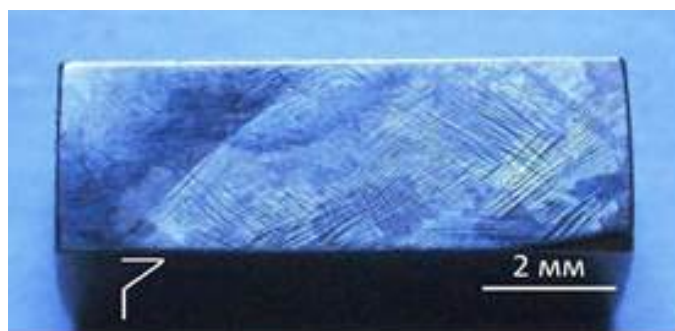


Рис. 2. Диаграммы напряжение – деформация при сжатии кристалла $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ в трех опытах





Далее после восстановления деформации кристалл подвергся высокотемпературному отжигу (1150°C в аргоне, 2 часа) с последующей закалкой в воду, что опять привело к появлению поверхностного мартенситного рельефа, фото 5. Этот рельеф существенно отличается от приведенного на фото 1. Фотографии 5-1 и 5-2 дают картину мартенситного рельефа на грани В закаленного кристалла.

После второго опыта по сжатию (диаграмма на рис. 2-2) грань а кристалла была шлифована – полирована и протравлена в химическом травителе (1 ч. HNO_3 и 3 ч. HCl), фото 6. При большем увеличении, фото 6-1 видна ее мартенситная структура.

И, наконец, на фото 7 приведен мартенситный поверхностный рельеф на грани а, образовавшийся после третьего сжатия (диаграмма на рис. 2-3).

Проведенное исследование поверхностной морфологии кристаллов показало, что в $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ поверхностный мартенситный рельеф появлялся в трех случаях: 1) При охлаждении кристалла от комнатной температуры до температуры мартенситного перехода 9°C ; 2) При высокотемпературном отжиге с закалкой в воду; 3) При деформации сжатием закаленного кристалла. Картины рельефа для случаев 1) и 2) существенно различны.

Удаление поверхностного слоя кристалла на глубину 0.3-0.5 мм и химическое травление образовавшейся поверхности показало наличие той же мартенситной структуры, что и на исходной поверхности.

Опыты по одноосному сжатию кристалла вдоль $[110]$ проводились при комнатной температуре на испытательной машине Instron 1342 со скоростью нагружения 10^{-4} c^{-1} , рис. 2. Использовался образец в исходном состоянии (после роста), диаграмма на рис. 2-1 и после закалки, рис. 2-2 и 2-3. Все три опыта дают одну и ту же величину деформации ПФ $\sim 5\%$ и близкие значения фазового предела упругости. После каждого опыта по сжатию образец нагревался до температуры примерно 110°C . При этом, во всех случаях наблюдалось высокоскоростное восстановление деформации памяти формы, с подскоком образца аналогично [3,4]. Однако максимальная скорость скачка существенно различалась: для незакаленного образца (опыт 1) она составляла 4-5 м/сек, а после закалки (опыты 2 и 3) была 19-20 м/сек, что указывает на воспроизводимость и усиление высокоскоростного восстановления после закалки.

Список литературы

1. Н. Morito, А. Fujita, К. Oikawa et al. Applied Physics Letters, 2007, 90, 062505.
2. Ю. Г. Носов, В. М. Крымов, А. И. Аверкин, В. И. Николаев, Сборник материалов 7
3. Международной конференции "Деформация и разрушение материалов и
4. наноматериалов", 2017, Москва, ИМЕТ, стр. 596-597.
5. В. И. Николаев, П. Н. Якушев, Г. А. Малыгин и др. Письма в ЖТФ, 2010, т. 36,
6. вып. 19, с. 83-89.
7. В. И. Николаев, П. Н. Якушев, Г. А. Малыгин и др. Письма в ЖТФ, 2016, т. 42,
8. вып. 8, с. 18-27.

ВЛИЯНИЕ ТИПА ГАЗОВОЙ СРЕДЫ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ГЦК И ОЦК МЕТАЛЛОВ

Клявин О.В., Аруев Н.Н., Поздняков А.О., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В.

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

Изучено влияние воздуха, азота и гелия на микротвердость ГЦК (алюминий) и ОЦК (железо) металлов, прокатанных в указанных средах. Получены зависимости микротвердости H от нагрузки P и кривые выделения гелия и азота из образцов в широкой области температур (20–1200°C). Обнаружено различное влияние указанных сред на величину H в области малых нагрузок для исследованных металлов в их тонком поверхностном слое. Оно обусловлено различием их исходной дефектной структуры, типом кристаллической решетки и силой связи атомов гелия и молекул азота с дислокациями, которые определяют интенсивность и глубину их динамического проникновения по механизму дислокационно-динамической диффузии (ДДД) в поверхностный слой образцов [1-4]. Наличие больших амплитуд колебаний атомов в ядрах зарождающихся и движущихся дислокаций в процессе пластической деформации кристаллических материалов при различных способах нагружения приводит к динамическому понижению потенциальных барьеров в ядрах дислокаций. Этот процесс обеспечивает динамический захват частиц внешней среды движущимися дислокациями в поверхностный слой деформируемых материалов. В зависимости от вида частиц среды (их размеров и химического сродства), параметров атомной структуры материалов и типа дислокаций поверхностный слой деформируемого материала может под действием среды либо упрочняться, либо разупрочняться. Влияние типа газовой среды на зависимости $H(P)$ проявляется только в очень тонком поверхностном слое образцов (несколько мкм) при очень малых нагрузках, при которых наблюдается размерный эффект микротвердости. С ростом величин P величина H для образцов перестает меняться и определяет их объемную микротвердость, которая остается постоянной.

На рис. 1 приведены зависимости микротвердости от нагрузки для средней части тонких полос поликристаллического алюминия (99.3 %), полученных прокаткой цилиндрических заготовок диаметром 5 мм в среде воздуха, азота или гелия при нагрузке на индентор $P = 2-200$ г. Чтобы подчеркнуть различие в ходе кривых в области малых нагрузок, выбрана логарифмическая шкала оси абсцисс. Там же показана ориентировочная шкала глубины отпечатка. В верхней части рисунка показана приближенная шкала глубины отпечатка h . Поскольку микротвердости для образцов, прокатка которых проводилась в разных средах при $P = \text{const}$ слегка отличаются, то для каждой среды должна быть своя шкала глубины отпечатка. Цена деления шкалы h соответствует средней величине H для каждой нагрузки.

Граница участка, где наблюдается размерный эффект микротвердости для алюминия $h \approx 2$ мкм, что соответствует нагрузке ~ 10 г. При $P \geq 20$ г поверхностный слой перестает влиять на величину микротвердости пластины, и H не зависит от глубины отпечатка ($h > 3-3.5$ мкм). Атомы гелия при нагрузке $P = 2-5$ г и глубине отпечатка 1–2 мкм не упрочняют поверхностный слой пластины. Они не переносятся ядрами движущихся дислокаций [5], а либо переходят из одного междоузлия в соседнее, либо из междоузлия в узел решетки, вытесняя собственный атом, который переносится далее скользящей дислокацией. В среде азота и воздуха при $P = 2-10$ г микротвердость растет с уменьшением нагрузки. Молекулы азота в процессе прокатки химически взаимодействуют с электрически заряженным слоем Дебая-Хюккеля, образуя азотосодержащие соединения и упрочняя поверхностный слой материала. Воздушная среда содер-

жит 78% азота, поэтому ее влияние на микротвердость практически совпадает с влиянием среды чистого азота.

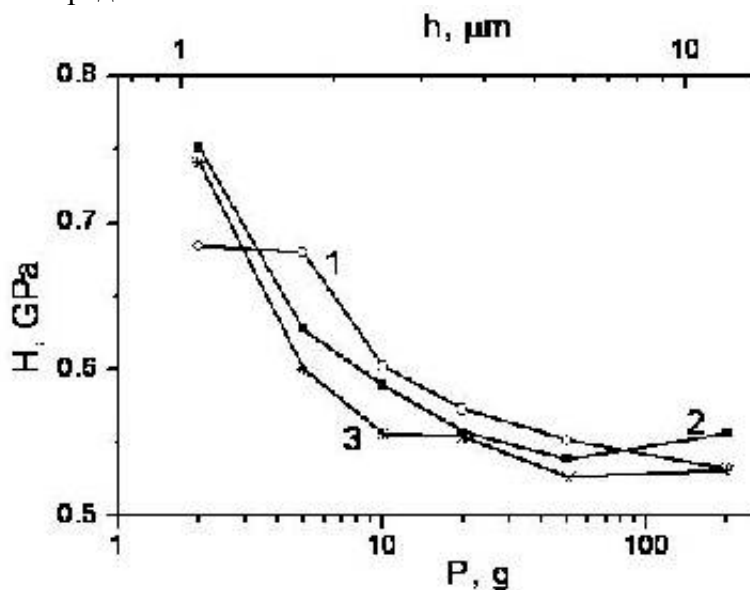


Рис. 1. Зависимости микротвердости от нагрузки $H(P)$ для средней части тонких пластин поликристаллического алюминия, полученных прокаткой в среде гелия (1), азота (2) и воздуха (3). В верхней части рисунка приведена приближенная шкала глубины отпечатка.

В железе микротвердость образцов, прокатанных в азоте при малых нагрузках, несколько выше микротвердости образцов, прокатанных в гелии (рис. 2).

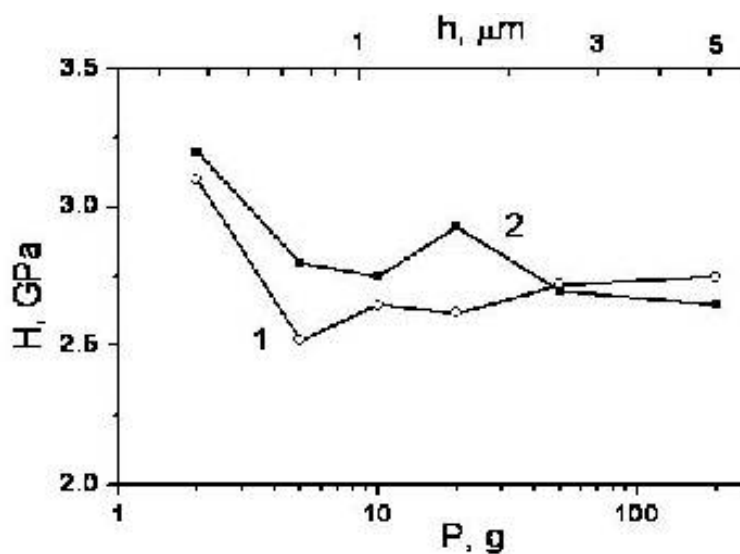


Рис. 2. Зависимости микротвердости от нагрузки $H(P)$ для средней части тонких пластин поликристаллического железа, полученных прокаткой в среде гелия (1) и азота (2).

В [6] было обнаружено, что количество молекул азота в образцах нанокристаллического железа, деформированных в жидком азоте, значительно больше, чем атомов гелия при деформации аналогичных образцов в жидком гелии [7]. При заданной степени пластической деформации образцов армко- и наножелеза ($\epsilon = 30\%$) в среде азота ($T = 78\text{ K}$) и в среде гелия ($T = 4,2\text{ K}$) количество азота в них оказалось на четыре порядка больше, чем гелия (соответственно 10^{17} и 10^{13} ат./см²). Это указывает на наличие облегченного захвата молекул азота движущимися дислокациями по сравнению с атомами гелия. Такое различие может быть связано с более сильным химическим характером энергетического взаимодействия атомов гелия с движущимися дислокациями [8], по сравнению с молекулами азота как солитонов Френкеля–Конторовой, что облегчает процесс захвата молекул азота и увлечения их движущимися дислокациями. По-видимому, это является причиной небольшого увеличения микротвердости образцов железа, прокатка которых проводилась в азоте, по сравнению с прокатанными в гелии.

Влияние среды прокатки на количество проникшего в образцы гелия и на характер кривых его экстракции при последующем нагреве было обнаружено с помощью масс-спектрометрической методики. Измерялась зависимость числа выделившихся атомов гелия, приходящихся на единицу поверхности образца, от температуры нагрева образцов, прокатка которых проводилась в гелии и на воздухе. На рис. 3 приведено сравнение нормированных на общее количество выделившегося гелия N_0 кривых его экстракции из образцов железа, прокатанных на воздухе и в гелии. В воздухе содержание гелия очень мало (так называемый «реликтовый», или «воздушный» гелий). Количество гелия, выделившееся при нагревании до 1200°C прокатанных в гелии и на воздухе образцов железа, различалось в 4.5 раза: $6 \cdot 10^{11}$ и $45 \cdot 10^{11}$ ат/см², соответственно для образцов, прокатанных на воздухе и в гелии.

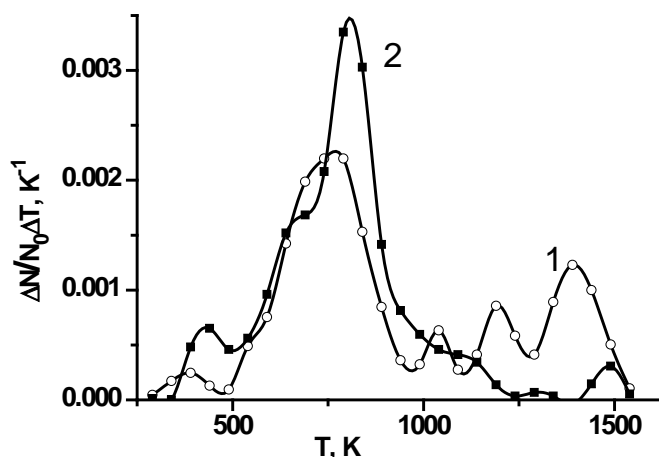


Рис. 3. Зависимости доли выделившегося при нагревании гелия от температуры для образцов железа, прокатанных в гелии (1) и на воздухе (2)

Показанные на рис. 3 кривые содержат несколько максимумов, что позволяет анализировать энергетические характеристики ловушек гелия в деформированных в разных средах материалах.

Таким образом, прокатка алюминия и железа в среде азота, воздуха или гелия, при которой получают тонкие пластины, хотя и позволяет насыщать только очень малый поверхностный слой атомами среды, тем не менее позволяет обнаружить влияние типа среды на микротвердость, измеренную при малых нагрузках.

1. О.В.Клявин. ФТТ, 1983, **5**, 3, 513-541.
2. О.В.Клявин, Б.А.Мамырин, Л.В.Хабарин, Ю.М.Чернов. ФТТ, 2005, **47**, 3, 87-92.
3. О.В.Клявин, В.И. Николаев, О.Ф. Поздняков, Б.И. Смирнов, Ю.М. Чернов, В.В. Шпейзман. Изв. РАН, сер. физ., 2009, **74**, 10, 1503-1506.
4. О.В.Клявин, Н.Н.Аруев, Л.И. Деркаченко, Ю.М.Чернов, В.В.Шпейзман. ФТТ, 2007, **87**, 11, 1756-1759.
5. А.С. Бакенов, В.В. Кирсанов, О.В. Клявин, Н.И. Лиходедов, А.Н. Орлов. ФТТ, 1988, **30**, 8, 2459-2463.
6. О.В. Клявин, В.И. Николаев, О.Ф. Поздняков, Б.И. Смирнов, Ю.М. Чернов, В.В. Шпейзман. Изв. РАН, сер. физ. **73**, 1513, (2009).
7. О.В. Клявин, В.И. Николаев, Б.И. Смирнов, Л.В. Хабарин, Ю.М. Чернов, В.В. Шпейзман. ФТТ **50**, 1402 (2008).
8. Г.И. Швец, О.В. Клявин, И.С. Попов. ФТТ **25**, 1054 (1983).

МИКРОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ ТЕРАГЕРЦОВЫЙ ВОЛНОВОД ИЗ ПРОФИЛИРОВАННОГО САПФИРА ДЛЯ ДИСТАНЦИОННОГО ЗОНДИРОВАНИЯ, ВНУТРИВОЛНОВОДНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ И ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ

Катыба Г.М.^{1,2,*}, Черномырдин Н.В.^{2,3} и Курлов В.Н.¹

¹ *Институт физики твёрдого тела Российской академии наук (ИФТТ РАН),
Черноголовка, Россия*

² *Московский Государственный Технический Университет им. Н.Э. Баумана (МГТУ),
Москва, Россия*

³ *Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской Академии Наук (ИОФ РАН),
Москва, Россия*

*katyba_gm@issp.ac.ru

В настоящее время терагерцовое (ТГц) излучение находит всё большее применение в различных фундаментальных и прикладных задачах [1]. Интенсивно развиваются такие методы исследования, как ТГц импульсная спектроскопия и спектроскопия с использованием ламп обратной волны (ЛОВ), пассивный и активный ТГц имиджинг (используется квазинепрерывное и импульсное излучение, соответственно). Они могут применяться для неразрушающей дефектоскопии и контроля качества полимеров и керамик, задач, связанных с обеспечением безопасности, и медицинской ТГц диагностики заболеваний человека.

Одним из важных направлений ТГц оптотехники является создание волноводов и волокон для доставки излучения, работающих в ТГц диапазоне. В настоящее время существует несколько подходов к созданию подобных устройств (металлические и диэлектрик-металлические трубки [2], волноводы, использующие плазмонный эффект на поверхности металлических проводов [3], полимерные фотонно-кристаллические волноводы [4] и др.). Следует отметить, что существующие типы волноводов имеют значительные недостатки, в частности, имеют крайнюю чувствительность к внешним условиям и не могут использоваться для ТГц измерений в агрессивных внешних условиях, в том числе при высоких давлениях/температурах. Создание ТГц волноводов, сочетающих возможность передавать ТГц излучение в широком спектральном диапазоне с малыми потерями и низкой дисперсией и устойчивость структуры в агрессивных внешних условиях, является актуальной задачей.

В недавней работе [5] было предложено использовать в качестве ТГц волновода фотонно-кристаллические структуры из профилированного сапфира. Сапфир обладает сравнительно низким поглощением ТГц излучения и характеризуется высокой твёрдостью, механической и термической стойкостью, а также химической инертностью. Кроме того, используемая технология изготовления профилированных кристаллов (EFG technique или метод Степанова) позволяет изготавливать длинные сапфировые стержни со сложным, заранее заданным поперечным сечением.

Также нами была рассмотрена возможность использования ТГц волновода на основе профилированного сапфира для выполнения ТГц измерений в агрессивных внешних условиях (в том числе – при высоких давлениях/температурах), при которых невозможно применение традиционных полимерных ТГц ФК волноводов. В частности, было предложено использовать сапфировый волновод для спектроскопических внутриволноводных измерений, позволяющих детектировать вещества с малыми концентрациями. Волновод использовался на качестве кюветы, с небольшим количеством NaNO_2 , через которую пропускалось ТГц излучение. По изменению спектра сигнала можно судить об изменении состояния вещества в зависимости от температуры, в частности, о плавлении и кристаллизации. Более того, используя эффект межмодовой интерферен-

ции в многомодовом сапфировом волноводе, был предложен подход к созданию методов внутриволноводной интерферометрии, когда по изменению интерференционной картины на выходе волновода можно делать выводы о присутствии различных веществ с малой концентрацией.

Список литературы

1. Y.-S. Lee, Principles of Terahertz Science and Technology (Springer, New York, NY, USA, 2009)
2. M. Navarro-Cia, et. all. Opt. Exp **21**, 23748 (2013).
3. K. Wang and D. M. Mittleman, Nature **432**, 376 (2004).
4. M. Skorobogatiy and A. Dupuis, Appl. Phys. Lett. **90**, 113514 (2007).
5. K. I. Zaytsev, et.al, IEEE Transactions on Terahertz Science and Technology, **6**(4), 576-582 (2016).

АНИЗОТРОПИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Ni–Fe–Ga–Co

**Солдатов А.В., Крымов В.М., Носов Ю.Г., Гузилова Л.И.,
Николаев В.И.**

*ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия
mr_list@mail.ru*

Сплавы с эффектом памяти формы обладают многими уникальными свойствами, среди которых имеются обратимая деформация памяти формы и сверхупругость. В результате деформации внутри материала происходит переориентация доменов и образуется новая кристаллическая структура. При отсутствии возвращающей силы мартенсит стабилизируется – это и называется деформацией памяти формы. Чтобы вернуть образец к первоначальным размерам необходимо совершить над образцом работу, например, нагреть. В случае со сверхупругостью деформационный мартенсит не является стабильным, и после снятия нагрузки сразу же происходит термоупругий фазовый переход, возвращающий материал в исходное состояние. Одним из таких сплавов является система Ni–Fe–Ga–Co, монокристалл которого мы и будем исследовать. Данный сплав характеризуется высокой анизотропией механических и магнитных свойств.

Монокристалл Ni₄₉Fe₁₈Ga₂₇Co₆ выращивался из расплава способом Степанова в виде цилиндра диаметром 8-10 мм. Кристаллографическое направление [110] приблизительно совпадает с осью роста. Образец, использовавшийся в данной работе, был вырезан в форме куба с длиной граней 4,9 мм, одна из граней параллельна оси роста Z, а две другие X и Y ей ортогональны. Опыты по одноосному сжатию монокристалла проводились при комнатной температуре на испытательной машине Instron 1342 со скоростью нагружения 10⁻⁴ с⁻¹ вдоль одного из трех направлений X, Y или Z. В таблице представлены данные 3-х опытов о деформации памяти формы в трех направлениях (отрицательная величина – уменьшение линейного размера образца, положительная – увеличение).

На рис.1 представлены диаграммы сжатия во всех трёх направлениях. В случае сжатия вдоль Z диаграмма близка к тем, что ранее были получены при сжатии кристаллов вдоль [110] [1]. При сжатии по Y образец проявил себя как сверхупругий. Сжатие по X показало самый высокий фазовый предел упругости.

№	Направление сжатия	Деформация, %		
		Z	Y	X
1	z	-5,1	10,5	-3,3
2	y	0	0	0
3	x	-3,2	8,5	4,4

После каждого опыта по сжатию проводилось восстановление деформации памяти формы путем нагрева образца с постоянной скоростью 2 К/мин. Во всех случаях восстановление образца было плавным, с множественными ускорениями. На рис.2 и 3 представлены зависимости скорости восстановления деформации и возвращаемой длины образца от температуры (в пределах интервала фазового превращения) вдоль направления Z.

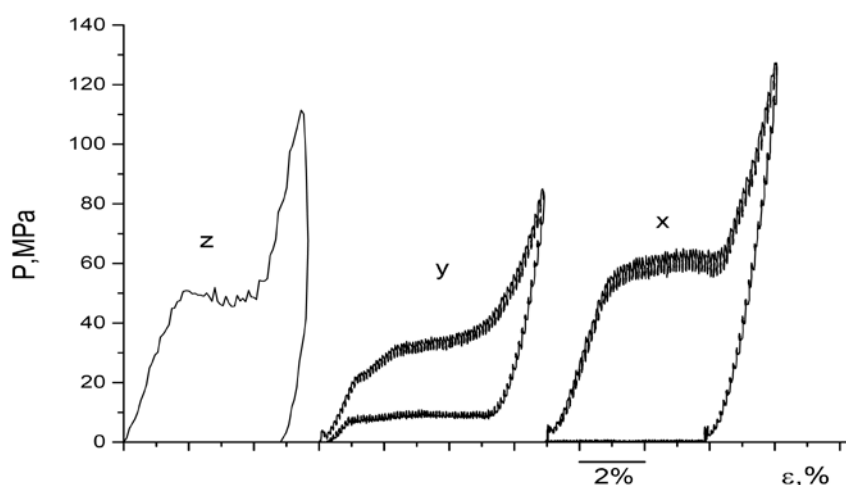


Рис.1. Диаграммы одноосного сжатия кристалла $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ вдоль осей Z, Y, X

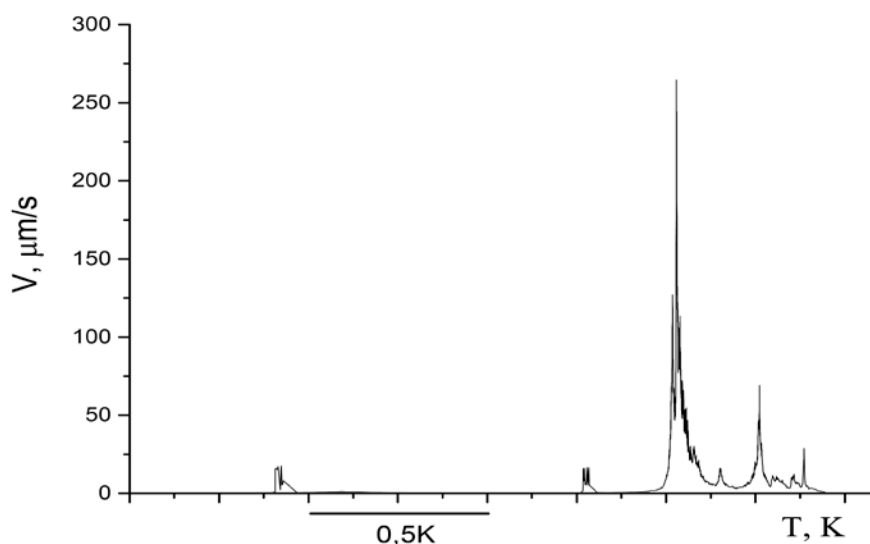


Рис.2. Спектр скорости восстановления деформации памяти формы в образце после сжатия в направлении оси Z

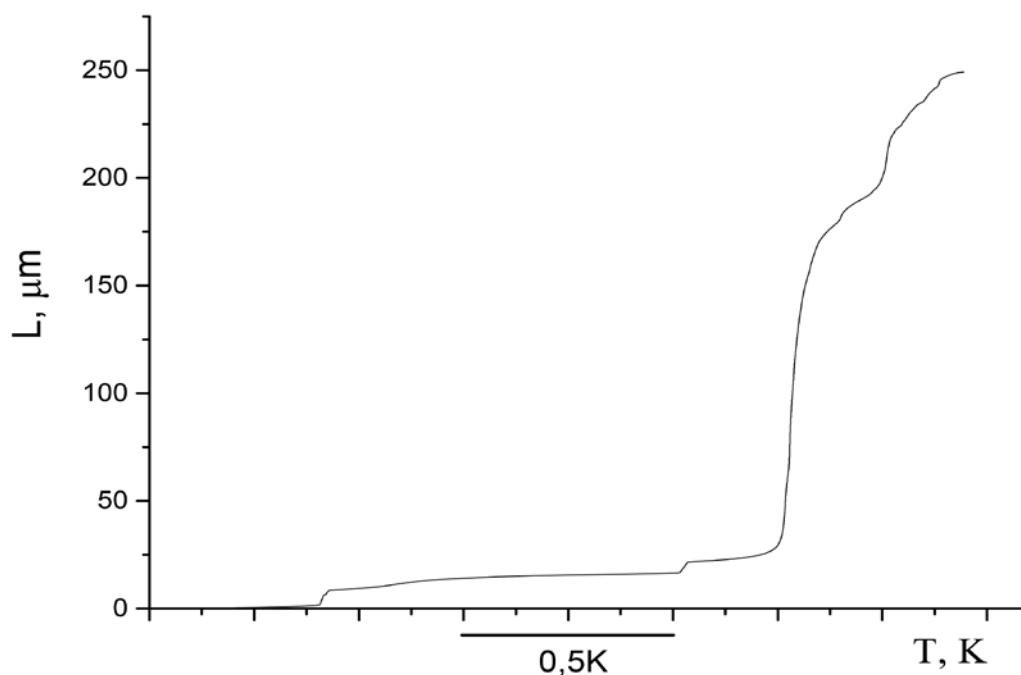


Рис.3. Интегральное значение возвращаемой длины L образца при обратном мартенситном превращении (по результатам обработки данных рис.2)

Данный сплав характеризуется высокоскоростным восстановлением деформации памяти формы. Как видно из графиков, основная часть деформации восстанавливается во время ускорений.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (грант РНФ №16-19-00129).

Список литературы

1. В.И.Николаев, П.Н.Якушев, Г.А.Малыгин, С.А.Пульнев. Письма в ЖТФ, 2010, т.36, вып.19, с.83-89 .
2. Nikolaev V. et al. Anomalous stress-strain behaviour in Ni₄₉Fe₁₈Ga₂₇Co₆ crystals compressed along [110] //Materials Today: Proceedings. – 2017. – Т. 4. – №. 3. – С. 4807-4813.

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ УПРУГИХ И НЕУПРУГИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ КРИСТАЛЛОВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ

Гузилова Л.И., Кардашев Б.К., Николаев В.И.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
guzilova@mail.ioffe.ru

На данный момент достаточно хорошо изучены оптические и электрические характеристики кристаллов и тонких слоёв нитрида галлия (GaN), которые широко используются при создании оптоэлектронных приборов и устройств, но упругие и пластические свойства GaN не исследованы достаточно полно. Оптимальными для обеспечения высокой точности исследований упругих и пластических свойств материалов, в

частности GaN, являются акустические измерения. Для осуществления подобных измерений требуются достаточно большие кристаллы, длиной до 30 мм.

Монокристаллические образцы таких размеров получить сложно, а для ряда ориентаций пока и невозможно. Поэтому в данной работе использовались анизотропные поликристаллические образцы GaN, которые были получены в том же процессе, что и для роста монокристаллов с помощью хлорид-гидридного осаждения, с той лишь разницей, что осаждение производилось на керамическую подложку, а не на монокристаллическую подложку [1]. Для исследования упругих и неупругих свойств использовался метод составного пьезоэлектрического вибратора [2], суть которого заключается в том, что в испытуемом образце, приклеенном к кварцевому преобразователю, возбуждается продольная стоячая ультразвуковая волна. Составной вибратор, состоящий из пьезокварца с исследуемым образцом, возбуждаемый электрическим напряжением на частоте ~ 100 кГц настраивалась в резонанс. Зная резонансную частоту составного вибратора и резонансную частоту пьезокварца, получили резонансную частоту образца при различных температурах и определили модуль Юнга E и декремент затухания δ в диапазоне 110-430К, в двух кристаллографических направлениях (рис.1).

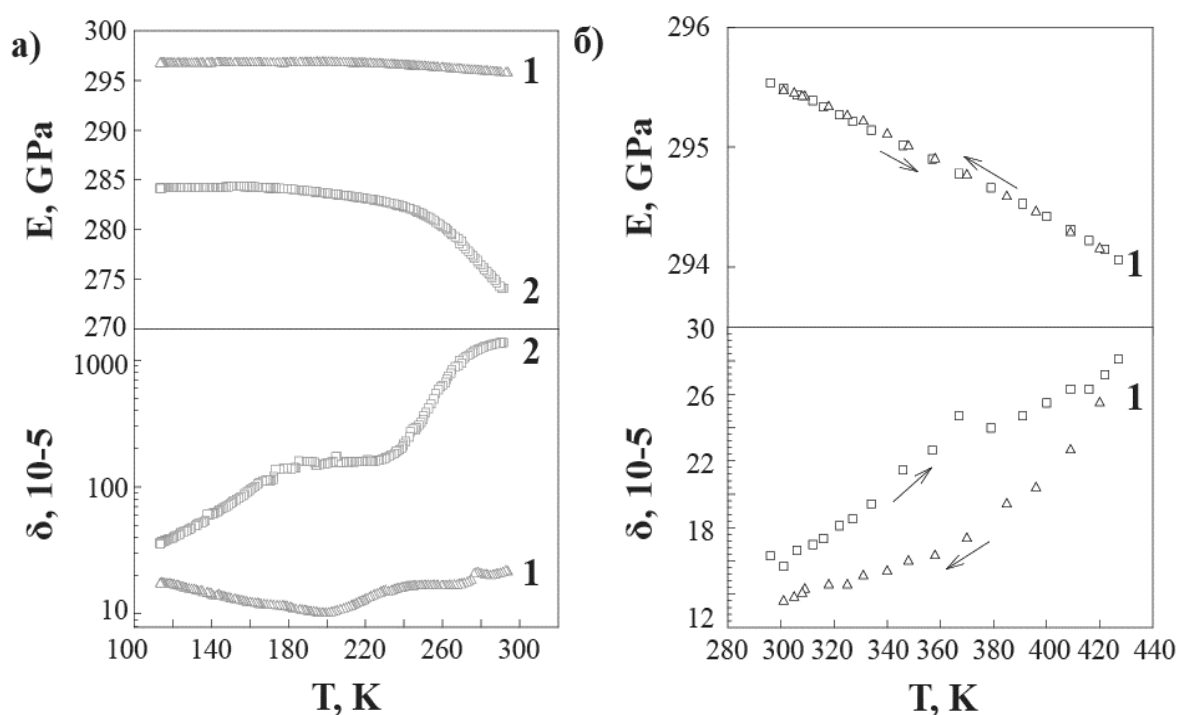


Рис. 1. Температурные зависимости модуля Юнга E и декремента δ для квази-объемного GaN (1 – в направлении газового потока, 2 – поперёк потока): а – при понижении температуры; б – при повышении температуры до 430 К и последующем охлаждении.

Список литературы

1. М.Г. Мынбаева, А.И. Печников, А.А. Ситникова, Д.А. Кириленко, А.А. Лаврентьев, Е.В. Иванова, В.И. Николаев. Письма в ЖТФ 41, 84 (2015).
2. Б.К. Кардашев. Кристаллография 54, 1074 (2009).

САПФИРОВЫЕ АППЛИКАТОРЫ ДЛЯ КОМБИНИРОВАННОГО КРИО- И ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ С ВОЗМОЖНОСТЬЮ ОПТИЧЕСКОЙ ДИАГНОСТИКИ БИОТКАНИ

Шикунова И.А.¹, Долганова И.Н.¹, Дубянская Е.Н.¹, Кузнецов А.А.²,
Зайцев К.И.^{2,3}, Курлов В.Н.¹

¹ Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия

² Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана,
г. Москва, Россия

³ Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, г. Москва, Россия
sh_irina@issp.ac.ru

На основе профилированных кристаллов сапфира разработаны аппликаторы для локальной криодеструкции с контролем роста зоны промораживания в режиме реального времени путем регистрации изменений состояния биологической ткани оптическими методами через прозрачный аппликатор. Высокая теплопроводность сапфира при криогенных температурах позволяет существенно увеличить интенсивность охлаждения ткани в окрестности контакта, понизить достигаемый уровень температуры и поддерживать его в течение более длительного времени.

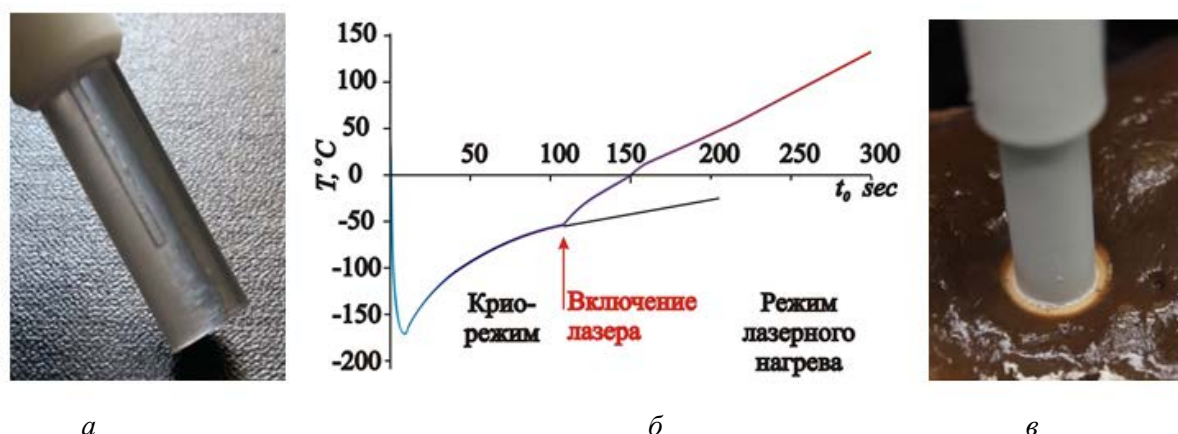


Рис. 1. *а* – Сапфировый аппликатор с капиллярным каналом. *б* – Динамика изменения температуры в области контакта сапфирового аппликатора с биотканью при последовательном крио- и лазерном воздействии. *в* – Процесс криодеструкции печени с сапфировым аппликатором

Сапфировые аппликаторы позволяют проводить комбинированное с лазерной термотерапией криовоздействие, а также использовать оптические методы диагностики тканей для повышения точности позиционирования инструмента и контроля формы промораживания или коагуляции ткани в процессе воздействия. Для этого разработаны сапфировые аппликаторы с каналами в объеме, Рис. 1, для размещения световодов, осуществляющих доставку излучения к контактной поверхности аппликатора для проведения воздействия и диагностики. Продемонстрирована возможность криодеструкции и последующей лазерной коагуляции (ИК лазер с плотностью мощности на контакте $5\text{W}/\text{cm}^2$) печени, что позволило достичь чрезвычайно большого перепада температуры (от -175°C до 150°C) под аппликатором за 6 минут. Объем деструкции под сапфировым аппликатором с диаметром контактной площадки 10 мм составил около 230 мм^3 .

ВЫРАЩИВАНИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ ОКСИДНЫХ ЭВТЕКТИК МЕТОДОМ СТЕПАНОВА

Курлов В.Н., Стрюков Д.О.

*Институт физики твердого тела Российской академии наук,
Черноголовка, Россия,
kurlov@issp.ac.ru*

Методом Степанова/EFG из расплава получены профилированные оксидные эвтектики $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Er}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--GdAlO}_3$ и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$, которые обладают высоким сопротивлением ползучести, износостойкостью, коррозионной стойкостью, высокой химической инертностью, прочностью и термоокислительной стойкостью при температурах 1400-1600°C, рис. 1.

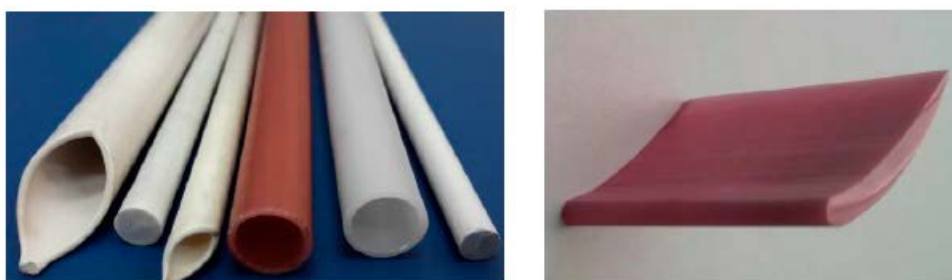


Рис. 1. Профилированные оксидные эвтектики, выращенные методом Степанова

Исследован фазовый состав и микроструктура полученных эвтектических композитов. Для гранат-содержащих эвтектик наблюдается структура типа "chinese script" (рис. 2а), для $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--GdAlO}_3$ – регулярная волоконная ("rod-like") структура с диаметром волокон GdAlO_3 до 0,35 мкм в сапфировой матрице (рис. 2б), для $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ – колонийная структура. Исследована зависимость микроструктуры профилированных оксидных эвтектик от скоростей кристаллизации.

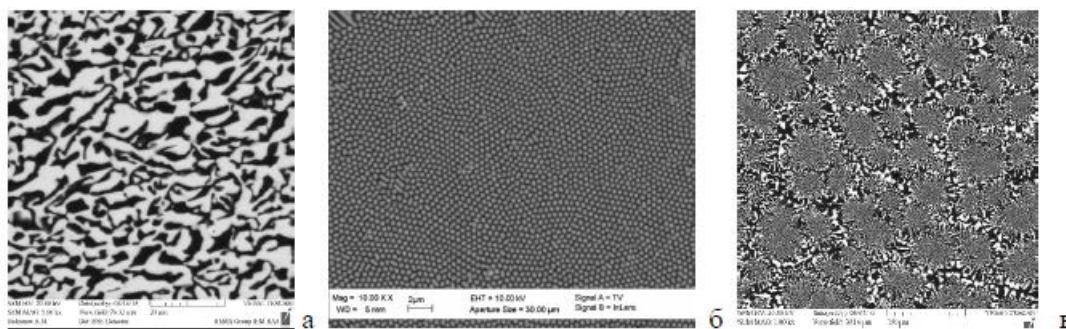


Рис. 2. Микроструктура поперечного сечения профилированных эвтектик: $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ (а), $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--GdAlO}_3$ (б) и $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--ZrO}_2(\text{Y}_2\text{O}_3)$ (в)

Проведены механические испытания при комнатной температуре, 1100, 1450 и 1650°C на 3-х точечный изгиб стержней и на растяжение волокон оксидных эвтектических композитов. При высоких температурах наблюдается существенное увеличение пластичности матричной фазы.

Уникальное сочетание свойств оксидных эвтектик наряду с возможностью получения из расплава профилированных заготовок близких по своей геометрии к форме конечных изделий открывает широкие перспективы их использования в качестве элементов газотурбинных двигателей (ГТД) для увеличения эксплуатационных температур, ведущих к существенному повышению эффективности многих конструкций.

САПФИРОВЫЙ МНОГОКАНАЛЬНЫЙ ЗОНД ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ И УДАЛЕНИЯ ГЛИОМ ГОЛОВНОГО МОЗГА

Курлов В.Н.¹, Шикунова И.А.¹, Стрюков Д.О.¹, Долганова И.Н.¹,
Зайцев К.И.²

¹ *Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Россия*

² *Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, г. Москва, Россия*

kurlov@issp.ac.ru

На основе профилированного кристалла сапфира разработан контактный многоканальный зонд для удаления злокачественных опухолей мозга с определением границ опухоли флуоресцентной диагностикой, рис.1. Зонд позволяет проводить одновременно лазерную коагуляцию сосудов для гемостаза, аспирацию основного объема и остаточных фрагментов опухоли, выявленных путем локальных количественных измерений концентрации флуоресцентных маркеров, накопленных злокачественными клетками.

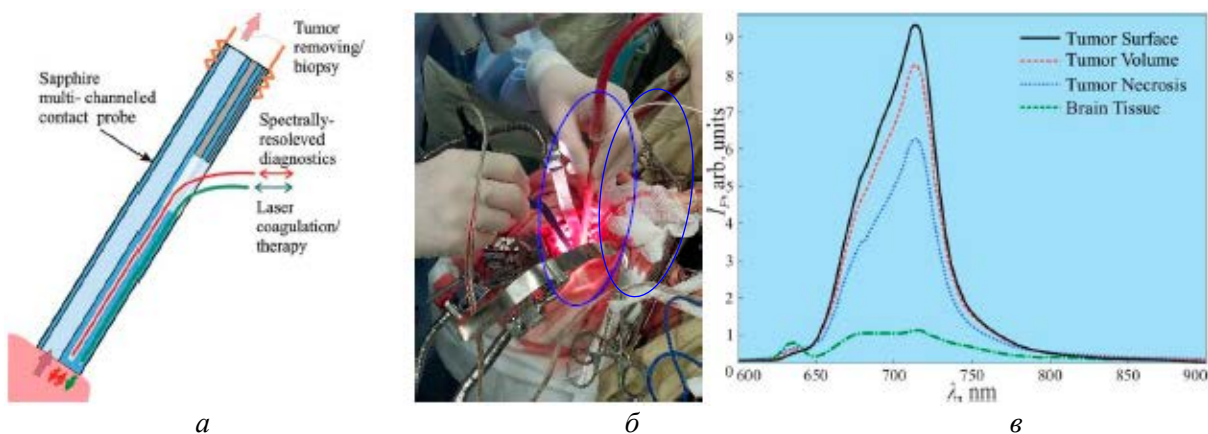


Рис. 1. Сапфировый нейрозонд для интраоперационной диагностики и удаления глиом головного мозга: (а) схема зонда; (б) операция по удалению глиомы; (в) флуоресцентные спектры злокачественной глиомы и здоровой ткани головного мозга

Основным преимуществом сапфирового нейрозонда по сравнению с современными диагностическими нейрохирургическими системами (флуоресцентный имиджинг, рамановская и флуоресцентная спектрометрия) является возможность его работы в прямом контакте с мозгом, в том числе, возможность зондирования участков мозга, расположенных вне зоны прямой видимости. Также преимуществами разработанной системы являются объединение в одном инструменте функций нескольких необходимых при проведении операции устройств; расширение функциональных возможностей нейрохирургического аспиратора введением дополнительной спектрометрической диагностикой ткани с применением флуорофоров, в том числе интерстициально, что позволяет объективно и оперативно выявлять наличие в ткани раковых клеток для оценки распространенности опухоли и правильности выбора объема резецируемой ткани; радикальность удаления внутримозговых опухолей, уменьшение травматичности операции и кровопотери, сокращение времени оперативного вмешательства за счет одновременного выполнения удаления, демаркации опухоли и остановки кровотечения.

Совокупность преимуществ разрабатываемой нейрохирургической системы увеличивает показатель тотальности удаления опухоли, что что позволило увеличить послеоперационную безрецидивную 6-месячную выживаемость.

ОБРАЗОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПОЛИ- И МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ОКСИДЕ АЛЮМИНИЯ

Гурин В.Н.

*Физико-технический институт им А.Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Российская Федерация
vladimir.gurin@mail.ioffe.ru*

Использование корунда во многих металлургических процессах связано с его высокой огнеупорностью и высокотемпературной прочностью. Тем не менее, и его устойчивости недостаточно при разливке различных сталей и сплавов. В этой связи возникает проблема защиты различных металлургических устройств с помощью, в частности, например, более устойчивых, чем корунд (сапфир) соединений, в том числе и оксидных покрытий. В настоящем обзоре будут кратко описаны различные пути упрочнения корунда и некоторые защитные материалы.

Ранее были проведены эксперименты по нанесению различных тугоплавких покрытий (TiB_2 , B_4C , ZrC и WC) на поверхность корундовых пластин. При этом для нанесения покрытий использовали как магнетронное напыление, так и предложенный новый механо – химический способ (авторское ноу-хау [1]). В некоторых экспериментах было достигнуто существенное упрочнение образцов (увеличение микротвёрдости и σ изгиба). Однако достаточно сложные эксперименты и высокие температуры так называемого «прожига» образцов привели к выводу о необходимости дальнейших поисковых исследований с целью снижения температур и поиска новых защитных материалов. Предполагалось получить сплошные расплавленные или стеклообразные покрытия за счёт воздействия электронным лучём на образец с покрытием. В результате проведённых экспериментов было установлено образование достаточно глубоких лунок на образцах в местах воздействия луча [1]. На рис.1 показана лунка, образующаяся на поверхности пластинки сапфира с покрытием после облучения электронным лучом. Исследование такой лунки показало, что она неоднородна по составу, имеет различную микротвёрдость в различных участках и в целом не упрочняет основу. Попытка упрочнить образец за счёт его нагревания перед обработкой лучом (т.н. горячая керамика) и получения более равномерного распределения напряжений не привела к желаемому результату. Это может быть связано с трудностью подбора оптимальных температур предварительного нагревания образца, а также с трудностью подбора оптимального соотношения теплоты нагревания и облучения. Увеличение мощности электронного луча может привести к деформации изделия.

Была проведена очередная серия экспериментов в условиях СПАРК-плазмы (пульсирующий разряд через образец с одновременным давлением) с целью получения прочного сцепления двух порошковых материалов – Al_2O_3 и $B_2O_3(+B)$ [3]. Проведённые эксперименты показали образование во всех случаях на границе соприкосновения этих слоёв нового слоя, состоящего из бороалюмината $Al_{20}B_4O_{36}$ или сокращённо Al_5BO_9 (Рис.3), а также образования в оксидоборной части образца в трудноопределяемом количестве сверхтвёрдого соединения – субоксида бора B_6O . Полученный слой бороалюмината обладает высокой прочностью (микротвёрдость возрастает до 28 – 38 GPa). Эти эксперименты показали новые возможности упрочнения сапфира, однако лишь в условиях СПАРК-плазмы.

В связи с полученными результатами, были предприняты эксперименты с целью получения на поверхности корундовых пластин слоя бороалюмината $Al_{20}B_4O_{36}$ без условий СПАРК-плазмы и при более низкой температуре. Подготовка и проведение экспериментов было аналогичным первому этапу исследований (см. выше; TiB_2 , B_4C , ZrC и WC). В результате было установлено, что сплошное покрытие не образуется, а

возникают на поверхности пластин очажковые образования более твёрдого вещества, чем сапфир. Их расположение хаотично. Использование полированных образцов не привело к существенному изменению результатов. Но в некоторых партиях образцов σ изгиба существенно (~ на 30 %) возрастает, достигая > 1000 МПа.

Согласно фазовой диаграмме $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--V}_2\text{O}_3$ [2,4] в системе образуются 3 соединения, так называемые бороалюминаты:

- 1) $2 \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{V}_2\text{O}_3 (\text{Al}_4\text{V}_2\text{O}_9)$, - тп (Тпл) 1150 С (по другим данным 1189 С)
- 2) $9 \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{V}_2\text{O}_3 (\text{Al}_{18}\text{V}_4\text{O}_{33})$, - тп 1440 С (по другим данным 1180 С)
- 3) $\text{Al}_2\text{O}_3 + 9 \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{V}_2\text{O}_3 (\text{Al}_{20}\text{V}_4\text{O}_{36})$, - тп 2050 С (1930 С)

Все вышеотмеченные бороалюминаты являются недостаточно изученными соединениями, для них практически отсутствуют термодинамические данные (свободная энергия, теплота образования и др.), а фазовая диаграмма системы, $\text{Al}_2\text{O}_3\text{--V}_2\text{O}_3$, в которой они образуются, является расчётной. Как показали предыдущие исследования [1,3], самым прочным (микротвёрдость HV достигает 30 GPa) и тугоплавким соединением из вышеприведённых является бороалюминат состава $\text{Al}_{20}\text{V}_4\text{O}_{36}$ (Al_5VO_9).

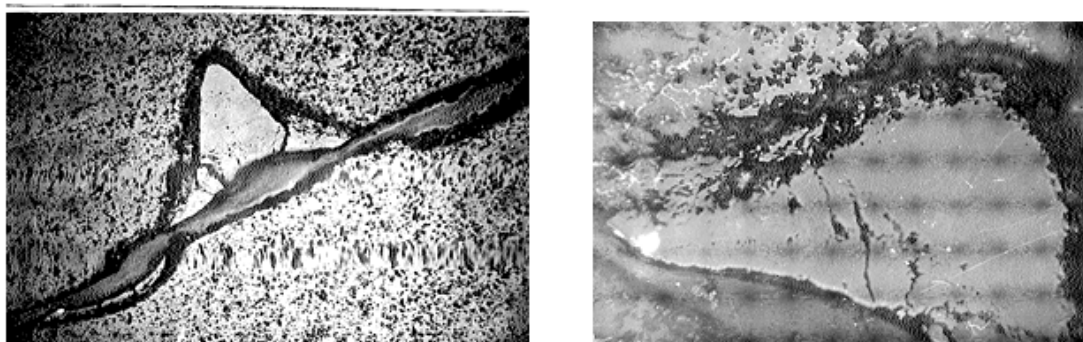


Рис.1. «Лунки» в корундовых пластинах после обработки электронным лучом

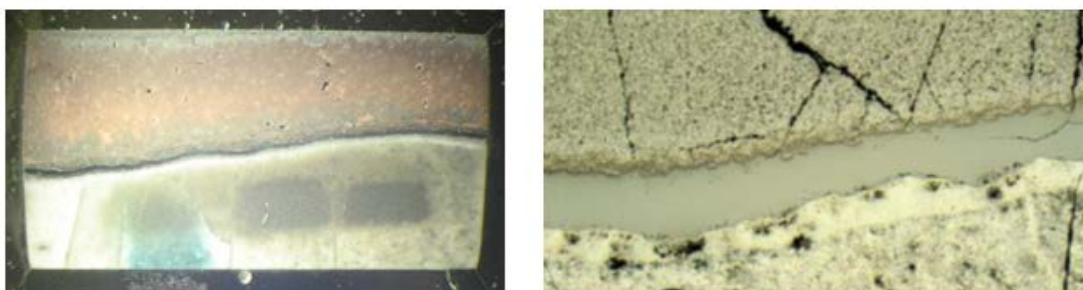


Рис.2. Тонкая полоска образовавшегося бороалюмината ($\text{Al}_{20}\text{V}_4\text{O}_{36}$ или Al_5VO_9) в установке СПАРК-плазмы. Верхняя часть образца состоит из Al_2O_3 , а нижняя из $\text{V}_2\text{O}_3(+\text{V})$ и V_6O . Видно, что большинство трещин исчезает перед «запирающим» слоем бороалюмината

В заключение следует отметить, что использование бороалюмината в качестве покрытия может представлять практический интерес. Однако необходимо провести его предварительное комплексное исследование и проверить возможность использования уже чистого соединения в качестве покрытия или же в сочетании с субоксидом бора V_6O . Такое сочетание может оказаться перспективным, так как субоксид является очень твёрдым соединением и повысит прочность покрытия. Отмеченные задачи представляют собой сложные процессы и технологии, но трудность достижения целей представляется оправданной.

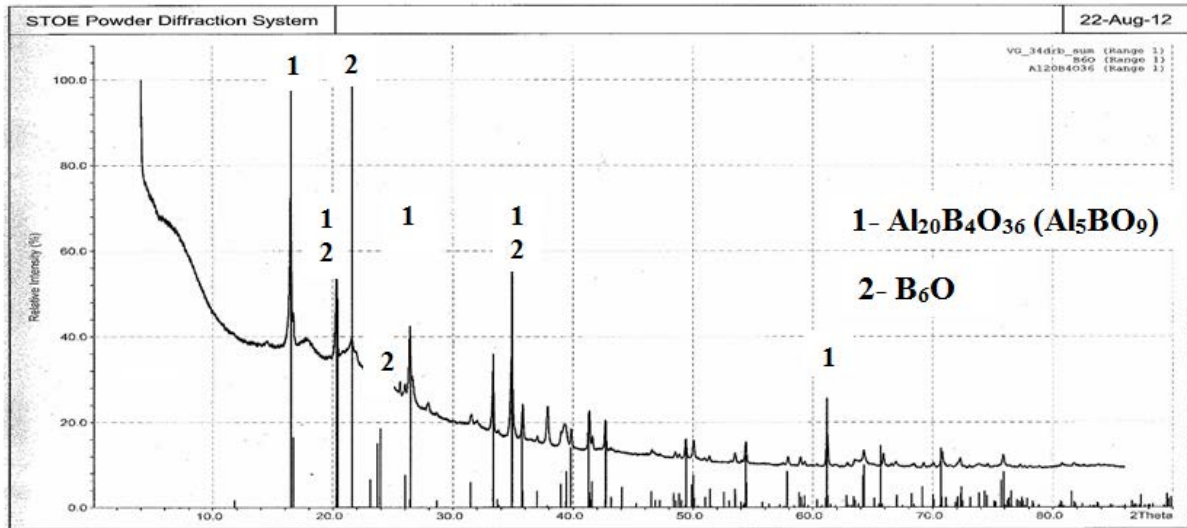


Рис.3. Состав образцов после процессов взаимодействия компонентов в СПАРК-плазме

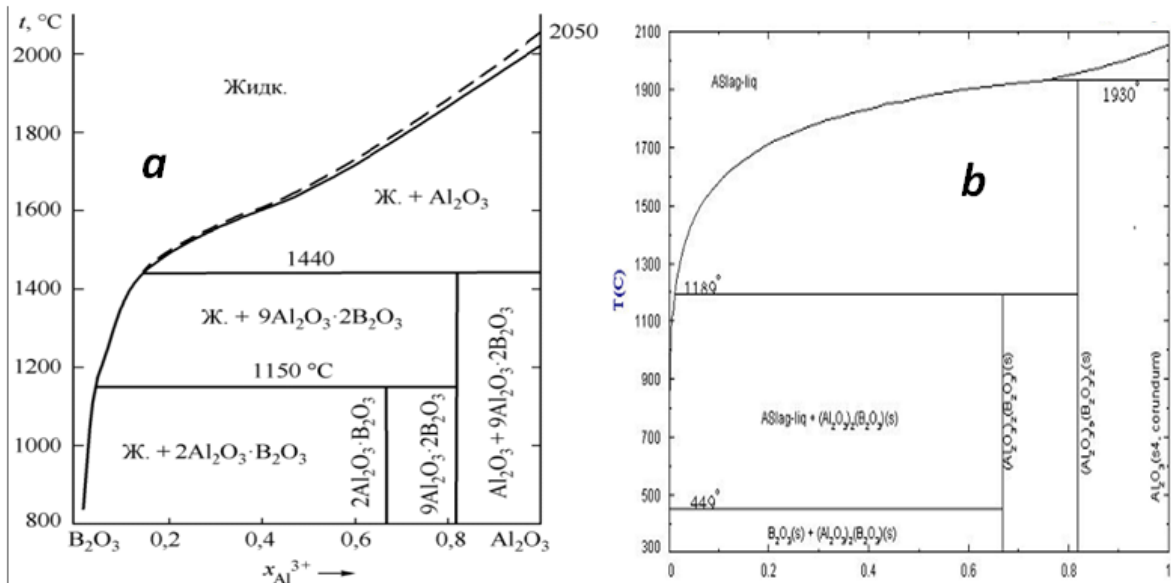


Рис.4. Фазовые диаграммы системы $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{B}_2\text{O}_3$ в различных источниках *a* [2], *b* [4]

Список литературы

1. В.Н. Гурин, А.Б. Синани, Л.И. Деркаченко, В.А. Трунов, Г.П. Зайцев, В.М. Крымов. Некоторые пути упрочнения поверхности корундовой керамики, Новые огнеупоры, № 8 (2008) 47-52.
2. Г.Г. Михайлов, Л.А. Макровец, Л.А. Смирнов, Термодинамическое моделирование фазовых равновесий в оксидных системах, содержащих B_2O_3 . Вестник ЮРГУ, серия Metallургия, Т.14, № 4 (2014) 11-16.
3. Гурин В. Н., Гринь Ю., Костманн С., Мейер К., Деркаченко Л. И. Спекание и синтез в СПАРК-плазме высокопрочных соединений на поверхности порошка корунда. // Новые огнеупоры, № 1 (2015) 35-38.
4. Fact Sage, Sistem $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{B}_2\text{O}_3$.

ТЕРМОУПРУГИЕ НАПРЯЖЕНИЯ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ РАЗЛИЧНОЙ ФОРМЫ

Бахолдин С.И., Галактионов Е.В. Крымов В.М. Тропп Э.А.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия
s.bakholdin@mail.ioffe.ru

С самого начала работ по выращиванию профилированных кристаллов было ясно, что кроме задачи получения формы остро стоит и задача обеспечения высокой степени их структурного совершенства. Эти проблемы, разумеется, являются общими для всех методов выращивания, но в каждом из них имеют свои особенности. В случае профилированных кристаллов они связаны с взаимным влиянием формы и структуры.

В настоящее время общая схема образования дефектов структуры в кристалле, выращиваемом из расплава, может быть представлена в виде схемы, приведенной на рис.1



Рис.1. Общая схема образования дефектов структуры при выращивании кристаллов из расплава

Для определения термоупругих напряжений, возникающих в растущем кристалле нужно решить квазистационарную несвязанную задачу термоупругости для тела заданной формы с поверхностью, свободной от механических нагрузок, находящегося в заданных тепловых условиях. Сложная конфигурация реальных тепловых зон исключает возможность получения аналитических решений этой задачи. В связи с этим с самого начала работ в этой области наметились два пути. Первый – численный расчет полей температур и термоупругих напряжений. В настоящее время это направление выросло в обширную область численного моделирования процессов тепломассобмена при росте кристаллов. На этом пути достигнуты значительные результаты. Современные модели достаточно адекватно описывают реальные условия роста кристаллов и позволяют выполнять оптимизацию тепловых зон, значительно сокращая объем экспериментальных исследований. Однако и они требуют применения сложных программных пакетов и больших затрат времени и усилий исследователей.

В связи с этим среди специалистов по росту кристаллов постоянно сохраняется интерес ко второму направлению – получению хотя бы приближенных аналитических выражений для компонент тензора напряжений в кристалле, которые позволили бы

быстро оценить возможный уровень возникающих напряжений и проанализировать влияние различных факторов, влияющих на их величину и распределение.

Эффективным путем получения приближенных оценок термоупругих напряжений оказалось использование асимптотических подходов к решению задач теории теплопроводности и термоупругости. Использование такого подхода позволило получить приближенные выражения для расчёта компонент тензора напряжений в кристаллах различной формы: стержнях круглого, эллиптического и прямоугольного сечения, трубках и тонких лентах [1-5]. В данной работе эти выражения используются для оценки влияния формы кристалла на величину и распределение напряжений для двух последовательностей: серий прямоугольных кристаллов с различным соотношением сторон от квадратного стержня до сечения, приближающегося к плоской ленте и для трубчатых кристаллов с различным соотношением внешнего и внутреннего радиусов от сплошного цилиндра до тонкостенной трубки.

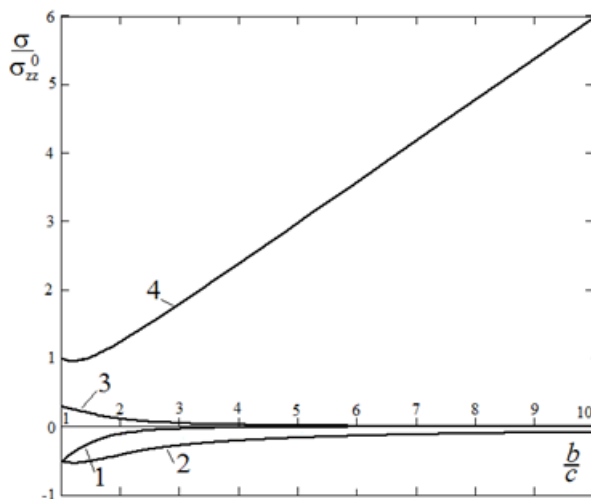


Рис.2. Зависимость компонент тензора напряжений в прямоугольном стержне от соотношения сторон. 1 - σ_{xx} , 2 - σ_{yy} , 3 - σ_{xy} , 4 - σ_{zz} .

Кристаллы прямоугольного сечения

Для анализа влияния формы кристалла удобно абстрагироваться от численных значений размеров кристалла и тепловых условий выращивания. Этого можно достичь, введя в рассмотрение относительные значения напряжений. В качестве опорного (нормировочного) значения удобно

использовать значения σ_{zz}^0 (обычно эта компонента имеет наибольшую величину) в центре сечения квадратного стержня. Результаты расчётов компонент приведены на рис.2., где b/c – отношение сторон прямоугольника, а на рис.3 – приведены эпюры значений критерия Мизеса [6], характеризующего интенсивность касательных напряжений.

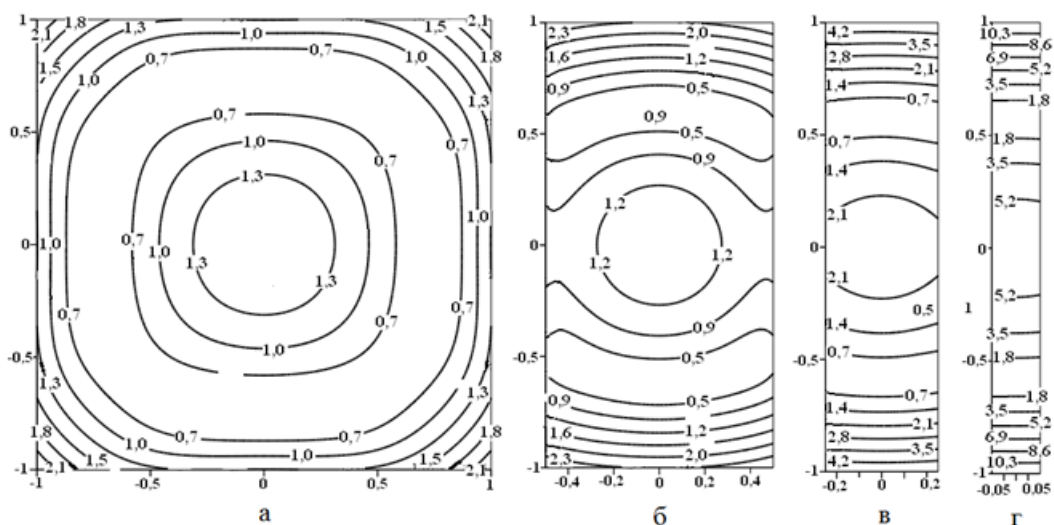


Рис.3. Эпюры среднеквадратичных касательных напряжений (критерий Мизеса), в прямоугольных стержнях при различном соотношении сторон: а - $b/c = 1$, б - $b/c = 2$, в - $b/c = 4$, г - $b/c = 10$

Стержень - трубка

При расчёте напряжений в трубках в качестве опорного (нормировочного) значения использовалось значение компоненты σ_{zz} в центре сечения круглого стержня. Результаты приведены на рис.4

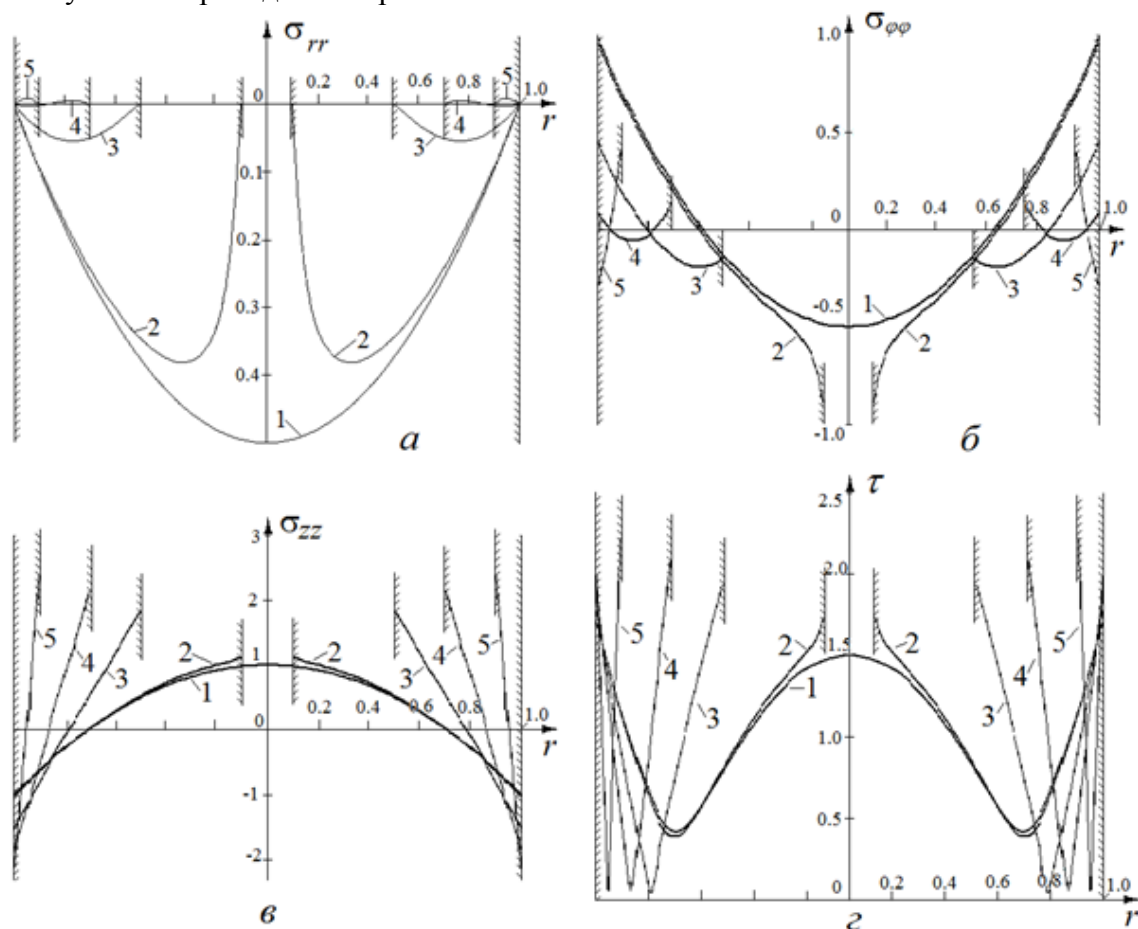


Рис.4 Радиальные распределения компонент тензора термоупругих напряжений σ_{rr} – (а), $\sigma_{\varphi\varphi}$ – (б), σ_{zz} – (в) и среднеквадратичных касательных напряжений (критерий Мизеса) (г) в монокристаллах в форме цилиндрического стержня (кривые 1) и труб различного с различным соотношением радиусов (кривые 2 – $r/R = 0.1$, 3 – $r/R = 0.5$, 4 – $r/R = 0.7$, 5 – $r/R = 0.9$).

Список литературы

1. Галактионов Е.В., Тропп Э.А. Изв. АН СССР, сер.физ., т.40, №7. 1976, с.1399.
2. Вандакуров И.Ю., Галактионов Е.В. Препринт ФТИ-741, Л., 1981.
3. Антонов П.И., Бахолдин С.И., Галактионов Е.В., Тропп Э.А. Изв. АН СССР, сер.физ., т.44, №2. 1980, с.255.
4. Вандакуров И.Ю., Галактионов Е.В., Крымов В.М. Материалы IX совещания по получению профилированных кристаллов и изделий способом Степанова и их применению в народном хозяйстве. Л., 1982, с.84.
5. Бахолдин С.И., Вандакуров И.Ю., Галактионов Е.В., Крымов В.М. Материалы Всесоюзного совещания по получению профилированных кристаллов и изделий способом Степанова и их применению в народном хозяйстве. Л., 1986, с.179.
6. Александров А.В., Потапов В.Д. Основы теории упругости и пластичности М., "Высшая школа", 1990, с.295.

КВАНТОВАННО-СТАТИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К НАПРЯЖЕНИЮ ТЕЧЕНИЯ И ОБОБЩЕННЫЙ ЗАКОН ХОЛЛА-ПЕТЧА ДЛЯ ДЕФОРМИРУЕМЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Решетняк А. А.

Институт Физики Прочности и Материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
reshet@ispms.tsc.ru

Одним из основных направлений исследований в материаловедении являются поиски возможностей управления внутренней дефектной подструктурой кристаллитов для получения наилучших прочностных и пластических свойств поликристаллических (ПК) материалов. Оптимизация указанных свойств невозможна без использования новых технологий, среди которых наиболее известны методы интенсивной пластической деформации и их комбинации с рекристаллизационным отжигом, метод осаждения из газовой фазы и др. [1], позволяющие в широких пределах варьировать ориентацию, линейные размеры, d , элементов микроструктуры материалов, от мезополикристаллических и крупнозернистых (КЗ, 10–1000 мкм), до мелкозернистого (МЗ, 2–10 мкм), ультрамелкозернистого (УМЗ, 0,5–2 мкм), субмикроструктурного (СМК, 100–500 нм), до нанокристаллических (НК, <100 нм) образцов. Экспериментальное изучение физико-механических свойств ПК материалов: микротвердости, H , пределов текучести, σ_y , и прочности, σ_s , выявило особенности механизма упрочнения при переходе к УМЗ, СМК и НК состояниям в материале. Систематически влияние параметров структуры материала на его прочностные свойства при квазистатическом деформировании началось с работ [2] в виде эмпирического соотношения Холла-Петча (ХП):

$$\sigma_y(d) = \sigma_0 + kd^{-1/2}, \quad (1)$$

наблюдаемого на начальной стадии площадки текучести диаграммы “ $\sigma = \sigma(\varepsilon)$ ”, для материалов с разными размерами зерен или при формальном значении, $\sigma_y(d) = \sigma(d)|_{\varepsilon=0,002} \equiv \sigma_{0,2}(d)$, без ярко выраженной площадки. было продолжено в работах Р. Армстронга, Г. Конрада, Ф. Кокса, Г. Лэнгфорда, А. Томпсона, Дж. Севильяна, С.А.Фирстова, Б.А.Мовчана, Ю.Я. Подрезова, В.В. Рыбина, В.А.Лихачева, Р.З.Валиева, В.Е. Панина, Э.В. Козлова, Н.А.Конево, описанных в обзорах [3,4]. Для УМЗ, СМК и НК образцов соотношение ХП испытало существенное отклонение, что потребовало модификации его правой части, вначале, квадратичным по степени $d^{-1/2}$ членом [5]:

$$\sigma_y(d) - \sigma_0 = k_1 d^{-1/2} + k_2 d^{-1}, \quad (2)$$

приводящей к учету параболичности графика $(d^{-1/2}, \sigma_y(d))$, а так же максимума у предела текучести, связанного с “отрицательным значением” коэффициента ХП: $k = (d\sigma_y)/(d(d^{-1/2}))$ в области “аномальной” ($k < 0$) закономерности ХП. Существует много моделей, цель которых – обосновать выполнимость или исходного “линейного” или “квадратичного” соотношения ХП, на основе эмпирических подходов. Среди них, выделяют [4] модели: Кокса-Хирта; Архарова-Вестбрука; Муграби; упрочнения дислокациями; Конево; модели ‘кожуха’; Валиева Кима-Эстрина-Буша; трехмерные композитные. Их особенностью является приграничное упрочнение зерен дислокационными ансамблями, включая так называемые тройные и квадрупольные стыки зерен, в связи с их вкладом в (1), (2), и так же с концепцией повышенной кривизны-кручения кристаллической решетки (КР) [6]. При рассмотрении ПК агрегатов двухфазными материалами задача изучения поведения напряжения течения (НТ) в зависимости от размера зерна, являющимся основной-твердой фазой и влияния границ зерен (ГЗ) как мягкой фазы усложняется (их доля при переходе к СМК и НК материалам возрастает до десятков процентов [7]).

Среди теоретических моделей, приводящих к одновременному описанию нормального и аномального законов ХП для σ_y , и микротвердости, H , можно выделить смешанную “модель пластичности ПК металлов, дополняющую дислокационную пластичность внутри зерен механизмом проскальзывания по ГЗ”, на основе сильно-вязкой жидкости Максвелла в рамках моделирования МД для Cu и Al [8]. Во-вторых, это – дислокационно-кинетическая модель Г.А. Малыгина [9], В-третьих, рассматриваются модели с 3D динамикой дискретных дислокаций. Общие выводы из теоретических и экспериментальных работ по отношению к НТ и σ_y , таковы:

- 1) Максимум σ_y достигается для ряда материалов при определенных значениях диаметра кристаллита d_0 в НК области при заданной температуре T и скорости пластической деформации (ПД) $\dot{\epsilon}$;
- 2) d_0 смещается в область крупных зерен с ростом T и независимо с уменьшением $\dot{\epsilon}$;
- 3) как для КЗ, так и НК материалов нет физической модели описывающей и нормальный, и аномальный законы ХП на основе статистического подхода к спектру механических энергий кристаллитов, как основной фазе ПК материалов при фиксированной ПД в зависимости от распределения ансамбля дислокаций в них.

Наличие до настоящего времени дискуссии о (не)возможности образования 1d дефектов - дислокаций из вакансий - 0d дефектов ввиду отсутствия экспериментального подтверждения той или иной гипотезы подтверждает и отсутствие фундаментально обоснованной теории, учитывающей дефектную субструктуру кристаллической решетки (КР), которая бы приводила к соотношению типа ХП во всех диапазонах зерен для ПК материала при ПД. Заметим, [10], что ситуация с нормальным (КЗ материал) и аномальным (СМК, НК материалы) соотношениями ХП соответствует ситуации с излучением абсолютно черного тела (АЧТ) с участками Рэлея-Джинса (длинноволновая) и Вина (коротковолновая части излучения) для графика $(\omega, u(\omega, T))$ спектральной плотности энергии излучения $u(\omega, T)$ (с размерностью $[u(\omega, T)] = [\sigma_y] \cdot 1c = 1 \text{эВ} \cdot 1c \cdot \text{м}^{-3}$), объединенными в рамках теории М. Планка на основе дискретности спектра энергии излучения осцилляторов-атомов АЧТ.

В [10,11] предложена теория НТ, в частности, σ_y , ПК материалов при квазистатической ПД в зависимости от среднего размера, d , зерен в диапазоне от 10^{-8} м - 10^{-2} м. Зависимость основана на статистической модели распределения энергии каждого кристаллита одномодального ПК материала по квазистационарным уровням при пластическом нагружении с наибольшим уровнем равным энергии дислокации максимальной длины в рамках вакансионно-дислокационного механизма деформирования. Найденное распределение скалярной плотности дислокаций в каждом кристаллите для кубической КР с модулем сдвига G

$$\rho(b, d, T) = \frac{6\sqrt{2}}{\pi} \frac{m_0}{d^2} \varepsilon \frac{Gb^3}{2k_B T} \left(e^{M(\varepsilon) \frac{b}{d}} - 1 \right)^{-1}, \quad M(\varepsilon) = \frac{Gb\varepsilon^3}{2k_B T}. \quad (3)$$

при длине вектора Бюргерса $b_\varepsilon = b(1 + \varepsilon)$, энергетическом масштабе $M(\varepsilon)$ равном отношению энергии единичной дислокации к тепловой энергии колебаний, $k_B T$, атома в узле КР, в пределах КЗ и НК агрегатов при небольших ПД ε оценивается:

$$\left\{ \lim_{d \gg b}, \lim_{d/b \sim M(\varepsilon)} \right\} \rho = \frac{6\sqrt{2}}{\pi} \frac{\varepsilon m_0}{bd} \left\{ (1 + \varepsilon)^{-3}, \frac{Gb^3}{2k_B T} \frac{b}{d} \left(e^{M(\varepsilon) \frac{b}{d}} - 1 \right)^{-1} \right\} \sim m_0 \{10^{10}, 10^{13}\} \text{м}^{-2}, \quad (4)$$

что выполняется для экспериментально наблюдаемых плотностей дислокаций при параметре полиэдральности [10]: $m_0 \sim 10^1 - 10^2$, соответствуя скалярной плотности дислокаций в модели Конрада в КЗ пределе. (3) приводит к НТ из механизма деформационного упрочнения Тейлора,

$$\sigma(\varepsilon) = \sigma_0(\varepsilon) + \alpha m \frac{Gb}{d} \sqrt{\frac{6\sqrt{2}}{\pi} m_0 \varepsilon M(0)} \left(e^{M(\varepsilon) \frac{b}{d}} - 1 \right)^{-\frac{1}{2}}, \quad (5)$$

с экстремальным размером зерна $d_0(\varepsilon, T)$, при котором НТ достигает максимума $\sigma_m(\varepsilon)$

$$d_0(\varepsilon, T) = b \frac{Gb^3(1+\varepsilon)^3}{2 \cdot 1,59363 \cdot k_B T}, \quad \sigma_m(\varepsilon) = \sigma_0 + \alpha m G \sqrt{\frac{6\sqrt{2}}{\pi} m_0 \frac{b\varepsilon \cdot 1,59363}{d_0(\varepsilon)}} (e^{1,59363} - 1)^{-\frac{1}{2}}. \quad (6)$$

В (5), (6) m_0 связан с коэффициентом ХП $k(\varepsilon)$ в нормальном законе ХП при $\varepsilon = 0,002$, вытекающем из (5) в КЗ пределе формулой

$$\sigma(\varepsilon)|_{d \gg b} = \sigma_0(\varepsilon) + k(\varepsilon)d^{-\frac{1}{2}} \Rightarrow m_0 = \frac{\pi}{6\sqrt{2}} \frac{k^2(\varepsilon)}{(\alpha m G)^2 \varepsilon b} \frac{M(\varepsilon)}{M_0}, \quad (7)$$

что позволяет уточнить значения m_0 по экспериментальным данным для $k(\varepsilon)$ в различных КЗ материалах и сформулировать модель в терминах постоянной $m_0 \cdot \alpha^2$. Закон (5) содержит нормальный и аномальный соотношения ХП соответственно для КЗ и НК образцов, имеет максимум для НТ при экстремальном зерне с d_0 порядка 10^{-8} - 10^{-7} м, который смещается в область более крупных зерен с уменьшением Т и увеличением ПД. В рамках предложенной статистической теории НТ, имеются совпадения теоретических и экспериментальных данных для σ_y , d_0 для материалов с ОЦК (α -фаза Fe), ГЦК (Cu, Al, Ni) и ГПУ (α -Ti, Zr) КР при $T=300\text{K}$

Таблица 1. Значения σ_0 , $\Delta\sigma_m=(\sigma_m-\sigma_0)$, E_d^{Le} , k , m_0 , α для ОЦК, ГЦК и ГПУ поликристаллических металлических образцов

Тип КР	ОЦК		ГЦК			ГПУ	
	α -Fe	Cu	Al	Ni	α -Ti	Zr	
σ_0 , МПа	170 (отожж.)	70 (отожж.); 380 (нагарт.)	22 (отожж. 99,95%); 30 (99,5%)	80 (отожж.)	100(~100%); 300 (99,6%)	80-115	
b , нм	$\frac{\sqrt{3}}{2}a=0,248$	$a/\sqrt{2}=0,256$	$a/\sqrt{2}=0,286$	$a/\sqrt{2}=0,249$	$a=0,295$	$a=0,323$	
G , ГПа	82,5	44	26,5	76	41,4	34	
T , К	300	300	300	300	300	300	
k , МПа· $\text{м}^{1/2}$	0,55-0,65; (10^{-5} - 10^{-3})	0,25; (10^{-4} - 10^{-3} М)	0,15; (10^{-4} - 10^{-3} М)	0,28; 10^{-5} - 10^{-3} М	0,38-0,43; 10^{-5} - 10^{-3} М	0,26; 10^{-5} - 10^{-3} М	
α	-	0,38	-	0,35	0,97	-	
$E_d^{Le}=\frac{1}{2}Gb$ эВ	3,93	1,28	1,96	3,72	3,33	3,57	
$m_0 \cdot \alpha^2$	3,66-5,11	2,57	2,28	1,11	5,83-7,47	3,69	
d_0 , нм	23,6	14,4	13,6	22,6	23,8	28,0	
$\Delta\sigma_m$, ГПа	2,14-2,56	1,27	0,81	1,12	1,49-1,70	0,90	

На рис. 1 представлены графические зависимости $\sigma_y = \sigma_y(d^{-1/2})$ для кристаллитной фазы ПК агрегатов α -Fe, Cu, Al, Ni, α -Ti, Zr с плотноупакованными случайно ориентированными однородными по размеру зернами при $T=300\text{K}$ при наиболее вероятных системах скольжения [11].

Исследована температурная зависимость прочностных характеристик. Показано (см. рис. 2 в [11]) на примере Al, что предел текучести с уменьшением температуры увеличивается при всех зернах больших $3d_0$, затем уменьшается в НК области. Построены деформационные кривые для кристаллитной фазы α -Fe с выполнением условия разрушения Бэкофена-Консидера (см. рис. 3 в [11]).

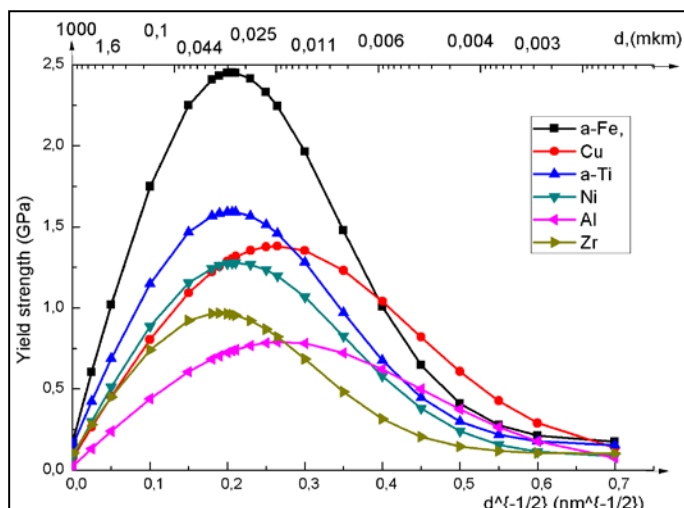


Рис. 1. Графические зависимости для обобщенного закона ХП (5) при $\varepsilon = 0,002$ с дополнительной верхней шкалой с размером d зерен в мкм. Выбраны меньшие из значений параметров $m_0(k)$ для α -Fe, α -Ti, значения σ_0 для отожженных материалов с максимумами для σ_y вычисленными в соответствующих таблице 1 экстремальных размерах зерен d_0 (6)

Однофазная модель ПК материала расширена включением разупрочняющей зеренно-границной фазы с модификацией соотношения ХП (5) в виде:

$$\sigma_{\Sigma}(\varepsilon) = (1 - n \frac{b}{a})\sigma_C(\varepsilon) + (n - m) \frac{b}{a}\sigma_{GB}(\varepsilon, d_{GB}) - m \frac{b}{a}\sigma_P(\varepsilon, d_P), m \leq n \quad (8)$$

где $\sigma_C(\varepsilon, d) = \sigma(\varepsilon, d)$ напряжение для первой фазы - основных зерен диаметра d образца, $\sigma_{GB}(\varepsilon, d_{GB})$ и $\sigma_P(\varepsilon, d_P)$ напряжения для зерен и пор из области ГЗ средних размеров d_{GB} и d_P соответственно, с некоторой постоянной $n \sim 10^0 - 10^2$, учитывающей среднее расстояние между зернами и сильно зависящей от подготовки состояний ГЗ. При $n = m$ вся область 2-й фазы заполнена порами разных диаметров.

Предложенная теоретическая модель имеет очевидные перспективы применения, рассмотренные на образцах α -Ti (BT1-0) [12].

1. Valiev R.Z, Zhilyaev A.P. Langdon T.G., Bulk Nanostructured Materials: Fundamentals and Applications, Wiley & Sons, New Jersey, 2014.
2. Hall E.O.// Proc. Roy. Soc.B.-1951.-V.64. -P.747; Petch N.J.,//J. Iron Steel Inst. -1953.-V.174. -P.25.
3. Мовчан Б.А., Фирстов С.А., Луговской Ю.Ф., Структура, прочность и сопротивление усталости микрокристаллических и микрослойных материалов. -Киев: Наукова думка, 2015.
4. Глезер А.М., Козлов Э.В., Конева Н.А. и др., Основы пластической деформации наноструктурных материалов. - М.: Физматлит, 2016.
5. Zhu Y.T., Huang J., Properties and nanostructures of materials processed by spd techniques *Ultrafine Grained Materials II*; Edited by Y.T. Zhu, T.G. Langdon, R.S. Mishra, et al.. TMS (The Minerals, Metals & Materials Society), 2002.
6. Панин В.Е., Гриняев Ю.В., Данилов В.И. и др., Структурные уровни пластической деформации и разрушения, Под ред. В.Е.Панина. - Н-ск: Наука, Сиб. Отделение, 1990. - 255с.
7. Малыгин Г.А., // УФН. -2011. - Т.131, №11, с. 1129-1157.
8. Бородин И.Н., Майер А.Е., // ФТТ. -2012.-Т.54. -№4.-С.759-766.
9. Малыгин Г.А., // ФТТ. -1995. -Т.37 -№8. -С.2281; ФТТ. - 2007.-Т.49 -№6. -С. 961.
10. Решетняк А.А., Статистический подход к напряжению течения и обобщенный закон Холла-Петча для поликристаллических материалов при пластических деформациях. // Изв. вузов. Физика, - 2018.-Т.61 -№3.
11. Решетняк А.А. Особенности температурной зависимости обобщенного закона Холла-Петча и двухфазная модель для деформируемых поликристаллических материалов // Изв. вузов. Физика, - 2018.-Т.61 (принята в печать).
12. Курзина И.А., Ерошенко А.Ю., Шаркеев Ю.П. и др., // Материаловедение.-2010.-Т.5.-С.49.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА

Шурыгина Н.А.¹, Черетаева А.О.¹, Глезер А.М.², Дьяконов Д.Л.¹,
Щетинин И.В.²

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

² ФГАОУ ВПО «НИТУ «МИСИС»», Москва, Россия

shnadya@yandex.ru

В различных областях техники и медицины использование чистого титана предпочтительнее из-за высокой его биосовместимости, коррозионной стойкости и отсутствия в нем токсичных элементов. Повышение прочности чистых металлов, в том числе титана, до уровня прочности сильно легированных сплавов возможно путем различных экстремальных воздействий на объемный материал, например, мегапластической деформацией (МПД) при криогенных температурах.

Целью работы является анализ эволюции дефектной структуры поликристаллического титана в процессе кручения под высоким гидростатическим давлением (КВД) при различных (комнатных и криогенных) температурах деформации, а также влияние такой структуры на механические и электрохимические свойства.

В качестве материала для исследования был выбран технически чистый титан ВТ1-0, в котором на процессы структурообразования при пластической деформации в минимальной степени влияют атомы примесей или избыточные фазы. Образцы в виде пластин толщиной 50 мкм были подвергнуты деформации кручением под высоким квазигидростатическим давлением (6 ГПа) в камере Бриджмена при комнатной температуре (293 К) и при температуре кипения жидкого азота (77 К) со скоростью вращения подвижного бойка 1 об/мин и при числе полных оборотов подвижной наковальни $N = 1/4; 1/2; 1; 2; 3$ и 4.

Установлено протекание фазового превращения $\alpha \Rightarrow \omega$ мартенситного типа, которое реализуется при критическом значении деформации $N_{cr} = 1/4$ при 293 К и $N_{cr} = 1$ при 77 К. Установлено, что параметры решетки кристаллов α фазы ($a = 0.2954 \pm 0,0006$ нм, $c = 0.4683 \pm 0,0005$ нм), и ω фазы ($a = 0.4618 \pm 0,0006$ нм, $c = 0.2,826 \pm 0,0005$ нм) практически не зависят как от температуры, так и от величины КВД.

Показана применимость к описанию дефектных структур, формирующихся в процессе КВД при комнатной и криогенной температурах модели «двухфазной смеси», состоящей из деформационных фрагментов и рекристаллизованных зерен. Протекание в процессе КВД при криогенных температурах процессов непрерывной динамической рекристаллизации объяснено с позиций заметного влияния тепловых диссипативных эффектов.

Показано, что значение микротвердости HV увеличивается в результате КВД более чем в 1,5 раза и при больших N выходит на насыщение в результате деформации при 293 К, но продолжает плавно расти в результате деформации при 77 К. Установившиеся потенциалы стационарной коррозии (E_{cor}) продеформированных образцов более электроположительны, чем в исходном состоянии, что свидетельствует о том, что после КВД образцы находятся в пассивном состоянии. Наиболее положительные величины E_{cor} получены для образцов, подвергнутых КВД при $N = 0,5$ и 2.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 18-08-0064а).

ЗАРОЖДЕНИЕ ПРЯМОУГОЛЬНЫХ СКОЛЬЗЯЩИХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ В КОМПОЗИТНЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ С ЯДРОМ В ВИДЕ ДЛИННОГО ПАРАЛЛЕЛЕПИДЕДА

Смирнов А.М.¹, Красницкий С.А.^{1,2}, Гуткин М.Ю.¹⁻³

¹ Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

³ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
smirnov.mech@gmail.com, krasnitsky@inbox.ru, m.y.gutkin@gmail.com,

В последние годы композитные нанопроволоки (НП) и наночастицы (НЧ) привлекают все большее внимание ученых по всему миру благодаря своим уникальным электрическим, оптическим, механическим и каталитическим свойствам, которые сильно зависят от дефектной структуры НП и НЧ, которая, в свою очередь, зависит, например, от размера и формы самих НП и НЧ. И размер, и форма композитных НП и НЧ тесно связаны с реализуемыми в них механизмами релаксации напряжений несоответствия, хорошим примером, иллюстрирующим эту связь, является композитные НП и НЧ, состоящие из ядра Au и оболочки Pd, применяющиеся в качестве катализаторов [1-3]. Экспериментально зафиксировано наличие множественных дефектов упаковки в усеченных октаэдрических НЧ с оболочкой Au:Pd = 1:1 и ядром Au в зависимости от толщины оболочки НЧ [3]. Появление дефектов упаковки может объясняться диффузией атомов Au от ядра к оболочке или образованием частичных дислокаций Шокли, сопровождающихся дефектами упаковки [3]. НП типа «ядро-оболочка» с ядром в виде параллелепипеда представляют собой простейший случай наноструктур с плоскими границами; аналогичные границы присутствуют в усеченных октаэдрических НЧ Au/Pd, в которых наблюдались вышеупомянутые дефекты кристаллической структуры [3].

Для описания плоской границы раздела между ядром и оболочкой в композитной наноструктуре была рассмотрена модель НП типа с ядром в виде длинного параллелепипеда и окружающей ядро цилиндрической оболочкой. Недавно было получено строгое аналитическое решение краевой задачи о длинном упругом цилиндре с включением в виде параллелепипеда [4, 5], которое является математической основой настоящей работы. На основе энергетического подхода проведен анализ критических условий зарождения прямоугольной скользящей дислокационной петли, опоясывающей ядро и лежащей в плоскости, наклоненной относительно оси ядра. Получены зависимости полного изменения энергии от параметров системы, в частном случае для НП типа «ядро оболочка» Au/Au-Pd, и определены критические условия формирования петли. Проведено сравнение предпочтительности реализации разных механизмов релаксации напряжений несоответствия, включая зарождение прямоугольной скользящей дислокационной петли вокруг ядра НП, зарождение частичных и полных дислокаций несоответствия (ДН) путем скольжения в ядрах и оболочках НП, зарождение ДН путем переползания со свободной поверхности НП, а также зарождение диполей полных и частичных ДН из угла ядра НП.

Список литературы

1. D. Wang et al., Chem. Commun. 18 (2006) 1956.
2. M. Chen et al., Science 310 (2005) 29.
3. Y. Ding et al., J. Am. Chem. Soc. 132 (2010) 12480.
4. S.A. Krasnitckii et al., J. Phys.: Conf. Ser. 690 (2016) 012022.
5. S.A. Krasnitckii et al., J. Phys. Conf. Ser. 816 (2017) 12043.

КРУГОВЫЕ ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ПЕТЛИ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦАХ ТИПА «ЯДРО-ОБОЛОЧКА»

Кравченко М.Ю.¹, Красницкий С.А.^{1,2}, Гуткин М.Ю.^{1,3},
Колесникова А.Л.^{1,3}, Романов А.Е.^{1,4}

¹ Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

² Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

³ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

⁴ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

maryia.krauchanka@gmail.com,
krasnitsky@inbox.ru, m.y.gutkin@gmail.com,
anna.kolesnikova.physics@gmail.com,
alexey.romanov@niuitmo.ru

Металлические наночастицы (НЧ) находят различное применение в оптике, биомедицине, фотовольтаике, фотонике, плазмонике. Среди НЧ, имеющих гранецентрированную кубическую кристаллическую решетку, выделяют класс НЧ с осями симметрии пятого порядка, возникающими в результате многократного циклического двойникования [1-4]. Такие объекты принято называть «многократно-двойникованными» или «пентагональными» НЧ. Простейшие из широкого класса таких НЧ, декаэдрические НЧ, имеют одну ось симметрии пятого порядка, икосаэдрические НЧ – шесть таких осей. Большое внимание из-за своей высокой каталитической активности привлекают декаэдрические и икосаэдрические НЧ типа «ядро-оболочка» [5]. В таких композитных НЧ к остаточным механическим напряжениям, характерным для пентагональных частиц, добавляются напряжения несоответствия, вызванные различием параметров кристаллических решеток ядра и оболочки. Это приводит к большой упругой энергии, запасенной в таких НЧ. В процессе их роста эта энергия быстро повышается пропорционально их объему. Однако при определенных условиях она может релаксировать за счет образования различных дефектов кристаллической решетки, поля напряжений которых частично компенсируют остаточные напряжения в НЧ. На данный момент не существует полного аналитического описания механизмов релаксации напряжений в таких НЧ, однако известны экспериментальные наблюдения дефектных структур, возникающих в них в результате таких релаксационных процессов, в частности, дислокаций и дефектов упаковки [6].

В настоящей работе рассмотрены теоретические модели релаксации напряжений в декаэдрической композитной НЧ типа «ядро-оболочка» за счет образования круговых призматических петель дислокаций несоответствия (ППДН). Постановка задач и основные результаты расчетов показаны на рис. 1. В левом столбце приведены схемы обычной монокристаллической (а) и декаэдрической (б) НЧ типа «ядро-оболочка», в правом – типичные зависимости критического значения несоответствия, при котором становится энергетически выгодно образование ППДН в экваториальных плоскостях залегания соответствующих НЧ, от отношения радиусов их ядра и оболочки.

Задача первого типа была решена ранее [7]. В случае декаэдрической НЧ начальное (когерентное) напряженное состояние представлено суперпозицией упругих полей аксиальной положительной частичной клиновидной дисклинации мощностью $\omega = 7^\circ 20'$ [8] и упругих полей, обусловленных несоответствием решеток ядра и оболочки [9]. При таком подходе задача представляет собой комбинацию уже решенных задач для зарождения подобных ППДН в монокристаллических НЧ (МНЧ) типа «ядро-оболочка» [7] и

в однородных декаэдрических НЧ (ДМЧ) [10]. Используя этот подход, было найдено изменение полной энергии ΔW в ДНЧ типа «ядро-оболочка» при образовании ППДН на границе ядра и оболочки в приближении равных изотропных модулей упругости их материалов. Анализ ΔW показал, что для разных размеров НЧ существует такое критическое значение $f_{cr, \min}$ параметра решеточного несоответствия $f = 2(a_1 - a_2)/(a_1 + a_2)$, при превышении которого появление ППДН становится энергетически выгодным. При заданной величине $f > f_{cr, \min}$, можно определить два критических значения приведенного радиуса ядра $r = R_1/R_2$, r_{cr1} и r_{cr2} , в интервале между которыми (при $r_{cr1} < r < r_{cr2}$) возможно зарождение ППДН. Как видно из рис. 1, при заданном f этот интервал расширяется с увеличением радиуса НЧ. При сравнении графиков на рис. 1(б) и 1(г) видно, что при малых R_2 ($R_2 = 20b$) величина и положение минимума при переходе от МНЧ к ДНЧ меняются слабо, однако при увеличении R_2 ($R_2 = 180b$) величина $f_{cr, \min}$ заметно уменьшается, положение минимума смещается в область малых значений r , и интервал (r_{cr1} , r_{cr2}) сильно увеличивается.

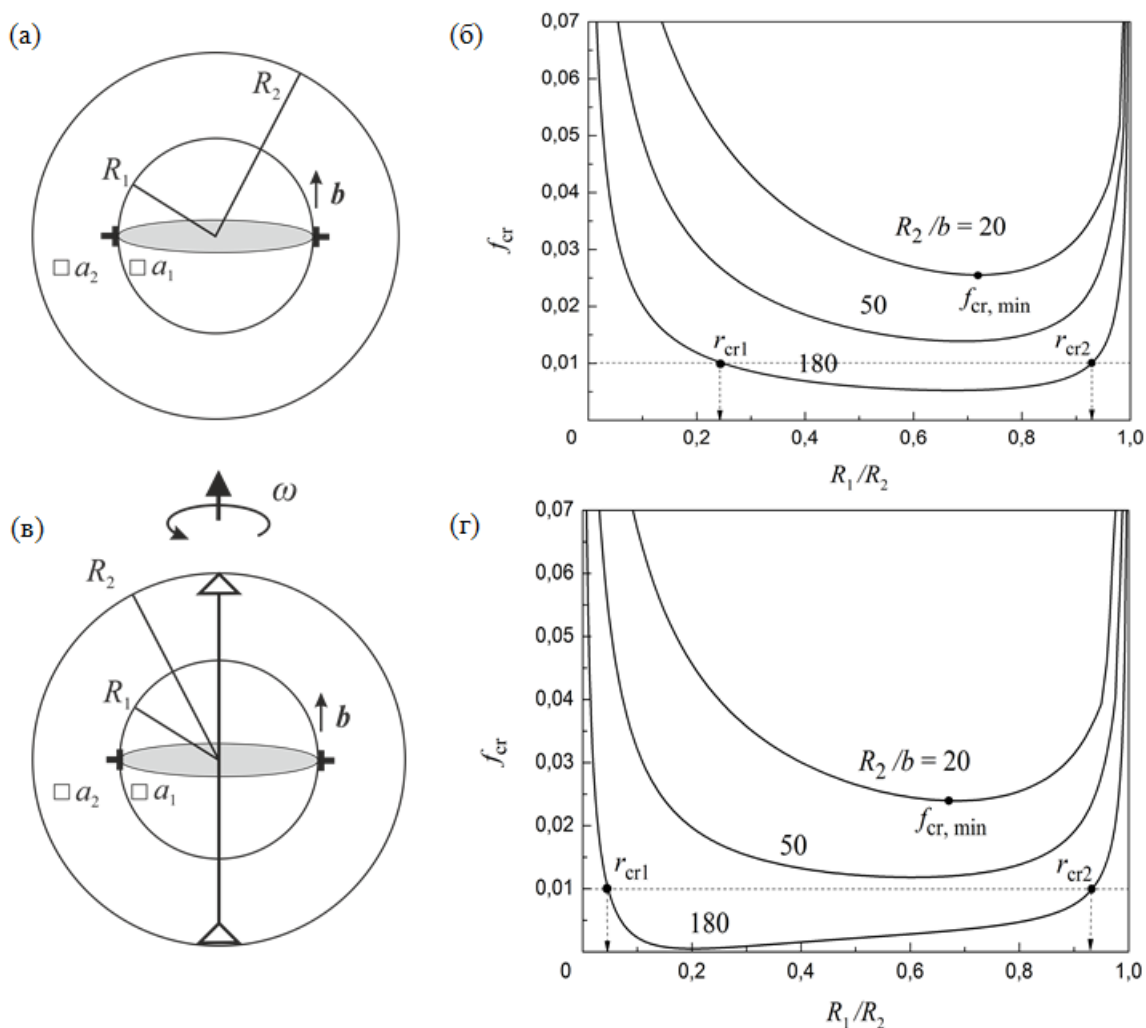


Рис. 1. Модели монокристаллической (а) и декаэдрической (в) наночастиц типа «ядро-оболочка» и соответствующие им зависимости критического несоответствия f_{cr} от отношения радиусов ядра и оболочки R_1/R_2 при разных значениях радиуса наночастиц R_2 (б, г)

На рис. 2(а) приведены зависимости $f_{cr, \min}$ от радиуса НЧ R_2 для ДНЧ и МНЧ. Видно, что в области малых значений R_2 величина $f_{cr, \min}$ для ДНЧ лишь немного (примерно на 3% при $R_2 = 20b$) меньше, чем для МНЧ. Однако в области относительно

больших значений R_2 (например, при $R_2 = 180b$) она оказывается примерно на порядок меньше в случае ДНЧ, чем в случае МНЧ.

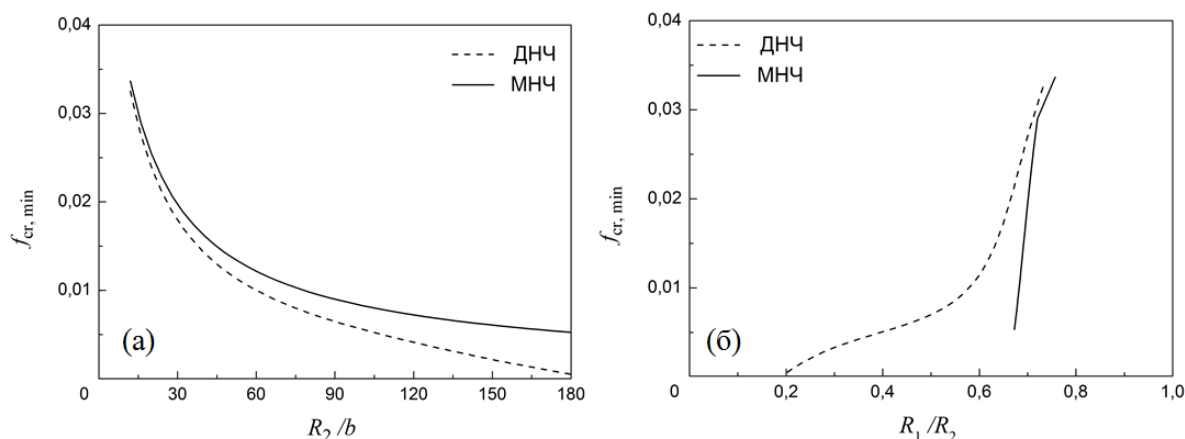


Рис. 2. Зависимость наименьшего критического несоответствия $f_{cr, min}$ от радиуса НЧ R_2 (а) и от отношения радиусов ядра и оболочки R_1/R_2 (б)

На рис. 2 (б) показаны зависимости $f_{cr, min}$ от отношения радиусов ядра и оболочки R_1/R_2 для ДНЧ и МНЧ. Видно, что эти зависимости близки в области $R_1/R_2 > 0.7$, где $f_{cr, min}$ достигает относительно больших величин > 0.02 , типичных для мелких ДНЧ и МНЧ с радиусом $R_2 < 30b$. По мере роста этих НЧ и снижения $f_{cr, min}$ кривые сильно расходятся: в случае МНЧ наблюдается крутая линейная зависимость в области $R_1/R_2 < 0.7$, а в случае ДНЧ – гораздо более пологая нелинейная зависимость в той же области. Заметим, что кажущееся противоречие между рис. 2(а) и 2(б), на первом из которых кривая для ДНЧ проходит ниже, а на втором выше кривой для МНЧ, объясняется тем, что на рис. 2(б) точки на кривых, соответствующие одному значению $f_{cr, min}$, соответствуют разным значениям радиуса R_2 .

Таким образом, показано, что 1) образование ППДН в относительно больших ДНЧ типа «ядро-оболочка» в целом значительно более вероятно, чем в МНЧ при тех же условиях; 2) зарождение ППДН в таких ДНЧ выгоднее в случае относительно малого ядра и массивной оболочки.

Список литературы

1. V.G. Gryaznov et al., Cryst. Res. Technol. 34 (1999) 1091.
2. M.J. Yacaman et al., J. Vac. Sci. Technol. B 19 (2001) 1091.
3. K. Koga, K. Sugawara, Surf. Sci. 529 (2003) 23.
4. L.D. Marks, L. Peng, J. Phys.: Condensed Matter 28 (2016) 053001.
5. N. Bhattarai et al., Advanced Electron Microscopy in the Study of Multimetallic Nanoparticles. Springer, 2015.
6. Y. Ding et al., Appl. Phys. Lett. 100 (2012) 111603.
7. M.Yu. Gutkin et al., Phys. Solid State 56 (2014) 723.
8. A.L. Kolesnikova et al., Int. J. Solids Structures 99 (2016) 82.
9. К. Теодосиу, Упругие модели дефектов в кристаллах. М.: Мир, 1985, 352 с.
10. M.Y. Krauchanka et al., Scripta Mater. 146 (2018) 77.

УПРУГИЕ МОДЕЛИ ДЕФЕКТОВ В 3D И 2D КРИСТАЛЛАХ

Колесникова А.Л.^{1,2}, Гуткин М.Ю.¹⁻³, Романов А.Е.^{1,4}

¹ *Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*

² *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

³ *Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия*

⁴ *Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*
anna.kolesnikova.physics@gmail.com

В настоящей работе представлены упругие модели дефектов в трехмерном (3D) и в двумерном (2D) кристаллах, основанные на их собственной деформации [1–4]. Под дефектами подразумеваются внутренние источники упругих искажений кристалла. Собственная деформация дефекта определяет способ, область и место задания дефекта. Ключевой чертой собственной деформации ${}^n \varepsilon_{ij}^*$ является размерность области ее задания n , переданная через δ -функции Дирака [3, 4]. В табл. 1 показаны собственные деформации дефектов различной размерности в 3D кристалле. Там же для сравнения представлены дефекты (источники) электростатического поля, характеризующиеся плотностью заряда ${}^n \rho$.

Таблица 1. Дефекты в классических полевых теориях

Размерность дефекта n	Основная характеристика дефекта в упругом (I) и электростатическом (II) полях	
	I	II
	тензор собственной деформации ${}^n \varepsilon_{ij}^*$	плотность заряда ${}^n \rho$
$n = 0$, точечный дефект	${}^0 \varepsilon_{ij}^* = \varepsilon_{ij}^* V \delta(\mathbf{R})$	${}^0 \rho = \rho V \delta(\mathbf{R}) = q \delta(\mathbf{R})$, q – эл. заряд
$n = 1$, линейный дефект	${}^1 \varepsilon_{ij}^* = \varepsilon_{ij}^* s \delta(L)$	${}^1 \rho = \rho s \delta(L)$
$n = 2$, двумерный дефект	${}^2 \varepsilon_{ij}^* = \varepsilon_{ij}^* \ell \delta(S)$	${}^2 \rho = \rho \ell \delta(S)$
$n = 3$, объемный дефект	${}^3 \varepsilon_{ij}^* = \varepsilon_{ij}^* \delta(\Omega)$	${}^3 \rho = \rho \delta(\Omega)$

Здесь $\delta(\mathbf{R})$, $\delta(L)$, $\delta(S)$ и $\delta(\Omega)$ – δ -функции в точке \mathbf{R} , на линии L , на поверхности S и в объеме Ω , соответственно. Множители V , s , ℓ имеют размерности, обратные размерностям δ -функций, входящих в формулы.

Используя собственную деформацию ${}^n \varepsilon_{ij}^*$ (или собственную дисторсию ${}^n \beta_{ij}^*$) дефекта, функцию Грина G_{mk} и упругие модули среды C_{jlmn} , можно рассчитать полные смещения, упругие деформации и напряжения дефекта [2].

Например, полные смещения дефекта определяются по формуле [2]:

$$u_i^t(\mathbf{R}) = - \int_V C_{jlmn} {}^n \varepsilon_{mn}^*(\mathbf{R}') G_{ij,l}(|\mathbf{R} - \mathbf{R}'|) dV', \quad (1)$$

где производная $G_{ij,l}(\mathbf{R} - \mathbf{R}')$ берется по координате x_l , V – объем тела, и по повторяющимся индексам ведется суммирование.

В случае изотропной бесконечной среды функция Грина G_{ij} и величина $C_{jlmn}G_{ij,l}(|\mathbf{R}-\mathbf{R}'|)$ имеют следующий вид [2]:

$$G_{ij}(|\mathbf{R}-\mathbf{R}'|) = \frac{1}{16\pi G(1-\nu)|\mathbf{R}-\mathbf{R}'|} \left\{ (3-4\nu)\delta_{ij} + \frac{(x_i-x'_i)(x_j-x'_j)}{|\mathbf{R}-\mathbf{R}'|^2} \right\}, \quad (2a)$$

$$C_{jlmn}G_{ij,l}(|\mathbf{R}-\mathbf{R}'|) = -\frac{1}{8\pi(1-\nu)} \left\{ (1-2\nu) \frac{\delta_{mi}(x_n-x'_n) + \delta_{ni}(x_m-x'_m) - \delta_{mn}(x_i-x'_i)}{|\mathbf{R}-\mathbf{R}'|^3} + 3 \frac{(x_n-x'_n)(x_m-x'_m)(x_i-x'_i)}{|\mathbf{R}-\mathbf{R}'|^5} \right\}. \quad (2b)$$

Здесь $|\mathbf{R}-\mathbf{R}'| = \sqrt{(x-x')^2 + (y-y')^2 + (z-z')^2}$; x_n, x_m, x_i суть $x, y,$ и z ; δ_{km} – символ Кронекера, G – модуль сдвига и ν – коэффициент Пуассона.

Формула (1) с учетом (2) удобна для расчета смещений точечных дефектов, а именно, бесконечно малых дислокационных петель [5], призматической и скольжения, а также центра дилатации. В случае дефектов большей размерности формулу (1) можно упростить, применяя к ней прямое и обратное преобразования Фурье [6]. В результате универсальная рабочая формула, связывающая собственную деформацию (дисторсию) с полем смещений, примет вид [6]:

$$u'_i(\mathbf{R}) = -i \int \int \int_{-\infty}^{\infty} \xi_l C_{jlmn} \hat{G}_{ij} {}^n \hat{\beta}_{mn}^* \exp(i\xi \cdot \mathbf{R}) d\xi_x d\xi_y d\xi_z, \quad (3)$$

где \hat{G}_{ij} и ${}^n \hat{\beta}_{ij}^*$ – фурье-образы функции Грина и собственной дисторсии, соответственно, $\xi \cdot \mathbf{R} = \xi_x x + \xi_y y + \xi_z z$. В формуле (3) сделана замена ${}^n \varepsilon_{mn}^*(\mathbf{R}') \rightarrow {}^n \beta_{mn}^*(\mathbf{R}')$ с учетом связи ${}^n \varepsilon_{mn}^* = {}^n \varepsilon_{nm}^* = \frac{1}{2}({}^n \beta_{mn}^* + {}^n \beta_{nm}^*) = {}^n \beta_{(nm)}^*$ и $C_{jlmn} = C_{jlnm}$. При расчете полей дислокаций, например, удобнее пользоваться собственной дисторсией.

Для бесконечной изотропной среды имеем [6]:

$$\hat{G}_{ij} = \frac{1}{(2\pi)^{3/2}} \frac{2(1-\nu)\xi^2 \delta_{ij} - \xi_i \xi_j}{2(1-\nu)G\xi^4}, \quad C_{jlmn} = \frac{2G\nu}{1-2\nu} \delta_{jl} \delta_{mn} + G(\delta_{lm} \delta_{jn} + \delta_{ln} \delta_{jm}), \quad (4a,b)$$

где $\xi^2 = \xi_x^2 + \xi_y^2 + \xi_z^2$.

Таким образом, для нахождения упругих полей произвольного дефекта нужно применить формулу (3) к его заданной собственной деформации (дисторсии).

Во многих случаях расчет упругого поля дефекта можно рационализировать, интегрируя поля дефектов меньшей размерности. Таким путем из поля точечного центра дилатации было последовательно рассчитано поле круговой дилатационной нити [3, 4], дилатационного диска [3, 4] и осесимметричных дилатационных включений – кругового цилиндра конечной длины и усеченного шара [7].

Отметим, что в представлении источника электростатического поля с помощью плотности заряда (см. табл. 1) и в расчете поля такого источника через интеграл Пуассона имеется полная (по крайней мере, методологическая) аналогия с источниками упругого поля.

По признаку размерности области задания собственной деформации дефекты в 2D упругой среде делятся на 3 группы: точечные, линейные и двумерные (поверхностные). Подходы к расчету полей дефектов в 2D кристаллах, таких как графены [8, 9] и фуллерены [10], подобны описанным выше подходам к расчету полей дефектов в объемных 3D кристаллах [11].

Используя заданную собственную деформацию ${}^{2n}\varepsilon_{ij}^*$ или дисторсию ${}^{2n}\beta_{ij}^*$ (здесь индекс 2 указывает на размерность среды), поле дефекта в плоском 2D кристалле можно определить по следующей формуле [2]:

$${}^2u_i^t(\mathbf{R}) = -\int_{S'} C_{jlmn} {}^{2n}\varepsilon_{km}^*(\mathbf{R}') {}^2G_{ij,t}(|\mathbf{r}-\mathbf{r}'|) dS', \quad (5)$$

где ${}^2G_{ij}$ – функция Грина, а C_{jlmn} – упругие модули 2D среды.

В случае изотропной среды ${}^2G_{ij}$ и C_{jlmn} имеют вид [2]:

$${}^2G_{ij}(|\mathbf{r}-\mathbf{r}_0|) = \frac{1}{8\pi(1-\nu)G} \left\{ \frac{(x_i-x'_i)(x_j-x'_j)}{\bar{r}^2} - (3-4\nu)\delta_{ij} \ln \bar{r} \right\}, \quad (6a)$$

$$C_{jlmn} = \frac{2G\nu}{1-2\nu} \delta_{jl}\delta_{km} + G(\delta_{lk}\delta_{jm} + \delta_{lm}\delta_{jk}) \quad (6b)$$

где $\bar{r}^2 = (x-x')^2 + (y-y')^2$. Формулы (5) и (6) даны для случая плоской деформации, в пленке же реализуется плоско-напряженное состояние. Поэтому в этих формулах, а также в законе Гука, модуль Юнга E и коэффициент Пуассона ν нужно заменить, соответственно, на отношения $E(1+2\nu)/(1+\nu)^2$ и $\nu/(1+\nu)$. Размерность модулей Юнга и сдвига при переходе от 3D к 2D случаю меняется с Н/м² на Н/м. Более того, от известных полей дефектов в 3D кристаллах в случае плоской деформации, например, для краевой дислокации и клиновой дисклинации, расположенных вдоль координаты, которая отсутствует в пленке, можно перейти к полям аналогичных дефектов в 2D кристалле путем такой же замены упругих модулей.

Так же, как и в 3D кристаллах, дефекты большей размерности могут быть смоделированы суперпозициями дефектов меньшей размерности.

Авторы благодарны за поддержку Министерству образования и науки Российской Федерации (госзадание No 3.3194.2017/4.6).

Список литературы

1. J.D. Eshelby, Proc. Roy. Soc. London A 241 (1957) 376.
2. T. Mura, Micromechanics of Defects in Solids, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, 1987.
3. A.L. Kolesnikova, R.M. Soroka, A.E. Romanov, Mater. Phys. Mech. 17 (2013) 71.
4. A.L. Kolesnikova, M.Yu. Gutkin, A.E. Romanov, Rev. Adv. Mater. Sci. 51 (2017) 130.
5. F. Kroupa, In: Theory of Crystal Defects. Proc. of the Summer School held in Hrazany in September 1964. Academia – Publishing House of the Czechoslovak Academy of Sciences, Prague, 1966, p. 276.
6. T. Mura, In: Advanced in Materials Research, ed. by H. Herman. Interscience Publ., New York, 1968, Vol. 3, p. 1.
7. A.L. Kolesnikova, M.Yu. Gutkin, A.E. Romanov, Int. J. Solids Structures, 2018, in press; <https://doi.org/10.1016/j.ijsolstr.2018.02.032>.
8. K.S. Novoselov, D. Jiang, F. Schedin, T.J. Booth, V.V. Khotkevich, S.V. Morozov, A.K. Geim, Proc. Nat. Acad. Sci. U.S.A. 102 (2005) 10451.
9. M.I. Katsnelson, Graphene: Carbon in Two Dimensions. New York: Cambridge University Press, 2012.
10. H.W. Kroto, J.R. Heath, S.C. O'Brien, R.F. Curl, R.E. Smalley, Nature 318 (1985) 162.
11. A.L. Kolesnikova, T.S. Orlova, I. Hussainova, A.E. Romanov, Phys. Solid State 56 (2014) 2573.

РАЗНОМАСШТАБНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В КОМПОЗИТЕ Cu–NbTi ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Самойленко З.А., Ивахненко Н.Н., Пушенко Е.И., Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н.

ГУ ДонФТИ им. А.А. Галкина, Донецк, ДНР
yulduz19.77@mail.ru

Исследовали многослойные композитные материалы, в которых микро и нанометровыми элементами выступают слои металла. Если в кристаллических материалах размерным фактором является диаметр зерен, то в многослойных композитах — толщина слоев. Для получения многослойных многокомпонентных материалов разработана технология повторяющейся пакетной прокатки. В начале каждого цикла собирается многослойный пакет, который подвергается сначала прокатке на вакуумном прокатном стане с предварительным нагревом, после чего пакет сваривается, превращаясь в монолитную заготовку, и затем прокатывается при комнатной температуре до ленты тонкого сечения. В каждом из последующих циклов пакеты собираются из уже многослойных фольг после предыдущего цикла. То есть, отдельная фольга претерпевает колоссальную суммарную деформацию.

После многократных циклов термообработок и деформирования сплава удается выделить α Ti фазу (20...30 об. %) с поперечным размером 70...160 нм. Для дальнейшего измельчения гетерофазной структуры и повышения плотности критического тока NbTi сверхпроводник волочат с коэффициентом обжатия ~ 100 . При этом α Ti частицы уплощаются до толщин 1...5 нм (см. рис. 1).

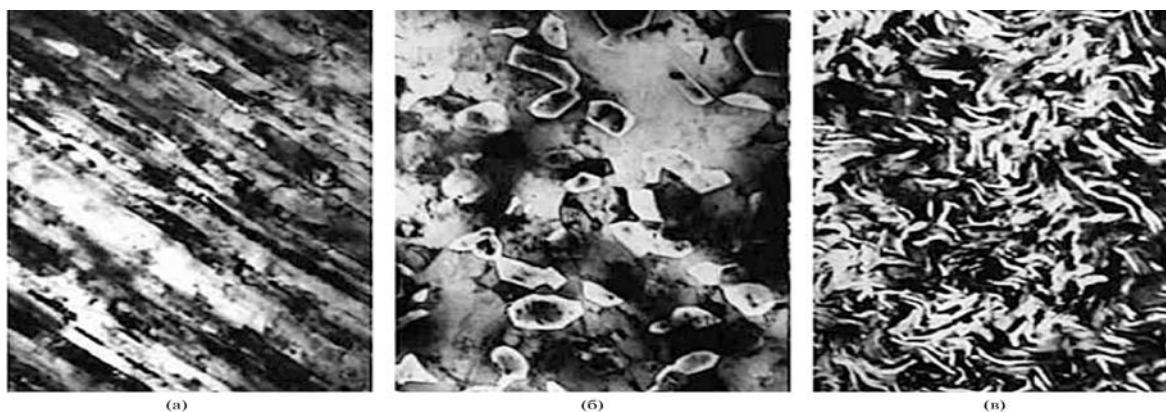


Рис. 1. Микроструктура NbTi сплава (а), деформированного и отожженного (б) и деформированного и отожженного и вновь деформированного (в), ув. 30000

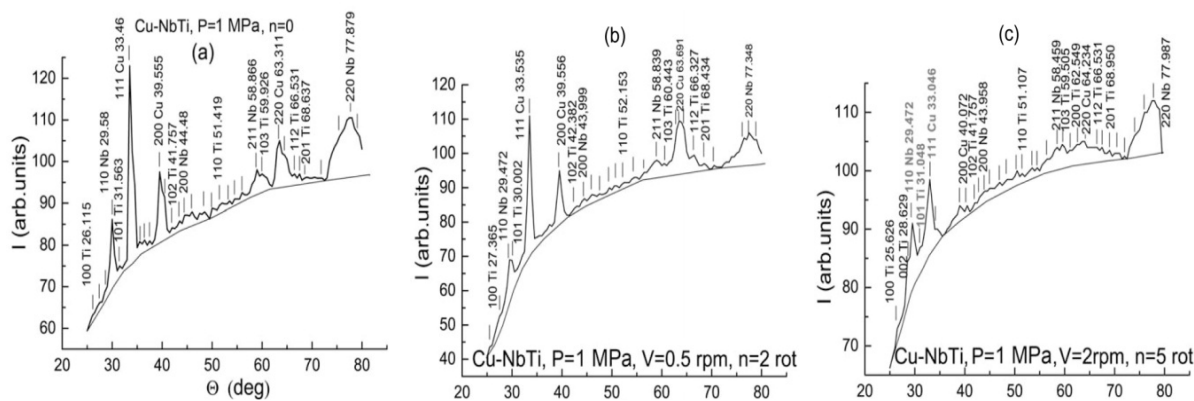


Рис. 2 (a, b, c). Дифракционная картина от Cu–NbTi, $P = 1$ МПа

На рис. 2а, в малых углах $\Theta = 29^\circ\text{--}37^\circ$ линия (111) Cu узкая, интенсивная, характеризует совершенство структуры в этих плоскостях Cu; линия (110) Nb узкая, средней интенсивности, а (101) Ti слабая, отдельная, что указывает на слабое взаимодействие Cu, Nb и Ti в перечисленных группах плоскостей (которым соответствует значение максимальной табличной интенсивности $I=100$).

В средних и больших углах $\Theta = 27^\circ\text{--}80^\circ$ линии (200) и (220) Cu, а также (211) и (220) Nb и (102), (103), (201) Ti асимметричные, с наплывами или с уплощенными максимумами, что означает проявление дефектности в указанных семействах плоскостей с локальным легированием Cu и Nb плоскостей атомами Ti, что следует из расположения и формы соседних линий.

На рис. 2с, в малых углах $\Theta = 28^\circ\text{--}35^\circ$, в семействе плотноупакованных плоскостей (110) Nb, (101) Ti, (111) Cu проявляется взаимодействие кристаллических Nb и Cu через мезоскопический (наноразмерный) Ti, на что указывает формирование единой дифракционной аморфнокристаллической группы из линий и гало. В больших углах $\Theta = 55^\circ\text{--}80^\circ$ дифракционные отражения от так называемых “косых плоскостей” с $h=k=l$ элементарной кубической ячейки имеет вид диффузных пролос — гало, что указывает на измельчение атомного порядка от дальнего до мезоскопического, наноразмерного масштаба, при сохранении заметного межатомного взаимодействия Ti, Nb и Cu. В промежуточных углах $\Theta = 35^\circ\text{--}55^\circ$ наблюдается диффузная полоса со слабыми флуктуационными максимумами, вероятно, от образующейся новой мелкой кристаллической структуры низкой симметрии (типа простой кубической решетки).

Серия образцов Cu-NbTi, P = 3 МПа

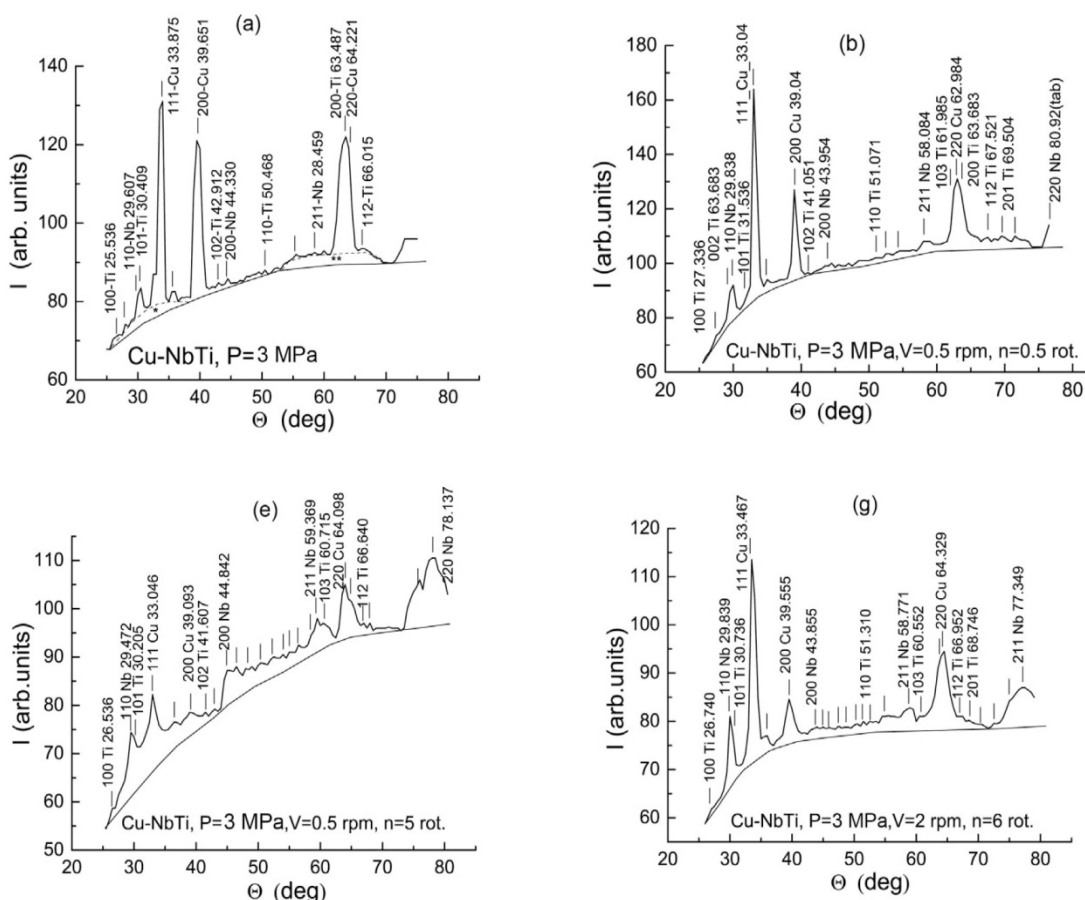


Рис. 3 (a, b, e, g). Дифракционная картина от Cu-NbTi, P = 3 МПа

На рис. 3а основные дифракционные линии принадлежат Cu. Присутствие Ti ощущается в широкой линии от плоскостей (220) Cu и (200) Ti и в склонах максимумов (111) Cu и (200) Cu. Структура крупнокристаллическая с мелкой фракцией Nb и Ti.

На дифракционной картине рис. 3(б) видно формирование двух структурных групп. Одна в интервале углов $\Theta = 67^\circ\text{--}77^\circ$, с центром из семейства плоскостей (220) Cu в окружении из близких по расположению плоскостей Ti и Nb. При этом уширение линии Cu и слияние с нею линий Ti означают взаимопроникновение атомов этих элементов в соседние плоскости. Другая группа расположена в интервале углов $\Theta = 27^\circ\text{--}45^\circ$ с центральным семейством плоскостей (111) Cu, проявляющихся на дифракционной картине в виде яркой узкой линии, указывающей на сохранение дальнего атомного порядка в этих плоскостях Cu. Изменение формы видно в размытии оснований линий всей группы.

На рис. 3е) наблюдаются три аморфнокристаллические структурные группы: 1) в малых углах, $\Theta = 25^\circ\text{--}43^\circ$, на основе базисных плоскостей (110) Nb, (101) Ti и (111) Cu с участием других химических элементов из соседних плоскостей формируется мелкодисперсная группа с наиболее выраженным дальним атомным порядком, а также с аморфизированными прослойками между более крупными группами Cu и (Nb и Ti); 2) в средних углах, $\Theta = 43^\circ\text{--}68^\circ$, флуктуационные максимумы от группировок плоскостей (200) и (211) Nb, (103) и (112) Ti и (220) Cu и новых плоских групп слоев метастабильной многокомпонентной фазы более низкой симметрии (вероятно, простой кубической решетки); 3) чрезвычайно дефектная мелкокристаллическая расслоившаяся структура из легированных плоскостей (220) Nb.

На рис. 3г получено: 1) Малая интенсивность фона и большая интенсивность от плоскостей (111) Cu, (220) Cu указывают на релаксированное состояние атомного порядка в материале. 2) В малых углах, $\Theta = 29^\circ\text{--}37^\circ$, линия от плоскостей (111) Cu узкая, интенсивная, характеризует совершенство дальнего порядка в плоскостях (по крайней мере в центральной группе этих плоскостей). От плоскостей (110) Nb и (101) Ti образовалась общая линия, что указывает на смешивание Ti и Nb в плоскостях с близкими межплоскостными расстояниями в процессе интенсивной деформации. 3) В средних углах, $\Theta = 37^\circ\text{--}61^\circ$, линия (200) Cu слабой интенсивности, что означает напряжения III рода, а именно, смещения атомов из узлов решетки. Видна целая полоса слабых по интенсивности флуктуационных диффузных максимумов от новой фазы низкой интенсивности. 4) В больших углах, $\Theta = 61^\circ\text{--}80^\circ$, широкие максимумы от плоскостей (220) Cu и (220) Nb, с наплывами на склонах и у подошвы линий, что указывает на дефектность этих групп плоскостей в виде расслоений на сжатые и растянутые области и присутствие “чужих” элементов, легирующих основной состав указанных плоскостей (об этом говорят наплывы).

Получена новая структура, ненапряженная, релаксированная, модернизированная по составу элементов, разноразмерная, с дальним (в виде мелких кристаллов), мезоскопическим (в виде наноразмерных слоев, представляющих собой фрагменты из плоскостей с достаточно совершенным атомным порядком (плоские кластеры), постепенно переходящим в ближний атомный порядок с дефектной структурой, межкластерные аморфизированные области.

В исследованных образцах выявляется новое структурное состояние в виде периодических флуктуационных максимумов в средних углах дифракционной картины, похоже на образование новой метастабильной наноразмерной фазы.

Полученное структурное состояние композита характеризует его как высокопрочный сверхпроводник.

ВЛИЯНИЕ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ ВЫСОКОГО НАПРЯЖЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ МИНЕРАЛОВ КИМБЕРЛИТОВ

Анашкина Н.Е., Бунин И.Ж., Рязанцева М.В.

ФГБУН Институт проблем комплексного освоения недр им. академика
Н.В. Мельникова Российской академии наук, Москва, Россия,
bunin_i@mail.ru

В настоящее время интенсивно развиваются нетрадиционные (немеханические) комбинированные методы физико-химических, электрохимических и импульсных энергетических воздействий на геоматериалы сложного вещественного состава и водные суспензии для повышения эффективности процессов переработки труднообогатимого минерального сырья [1, 2]. В докладе представлены результаты экспериментальных исследований механизма изменения структурно-химических, физико-химических и механических (микротвердости) свойств порообразующих минералов кимберлитов (оливина, серпентина, кальцита) и алмазов при нетепловом воздействии высоковольтных наносекундных импульсов (МЭМИ) [2-4].

Электромагнитную импульсную обработку минеральных проб проводили при следующих параметрах МЭМИ: длительность импульса – 10 нс, амплитуда напряжения на активном электроде ~ 25 кВ, напряженность электрического поля ~ 10^7 В/м, энергия в импульсе 0,1 Дж, частота повторения импульсов 100 Гц; диапазон изменения времени электроимпульсного воздействия $t_{обp} = 10 - 150$ с (доза электромагнитного излучения – число импульсов $N_{imp} = 10^3 - 1,5 \cdot 10^4$).

В результате импульсных энергетических воздействий на поверхности порообразующих минералов произошли следующие стимулированные электрическим полем структурно-химические преобразования:

- по данным аналитической электронной микроскопии (РЭМ–РСМА) при $t_{обp} \cong 10 - 100$ с поверхностные изменения серпентина и оливина представлены следами незавершенных электрических пробоев в местах скопления металлсодержащих фаз, а для кальцита – трещинами транскристаллитного и интеркристаллитного характера, распространение которых приводило к образованию (при $t_{обp} \cong 30 - 50$ с) микрокристаллических фрагментов (микровыколов);

- методами рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии и адсорбционно-фотометрического анализа (индикаторный метод) установлены основные механизмы и стадии процесса структурно-химических преобразований поверхности порообразующих минералов:

- 1) начальная стадия ($t_{обp} \cong 10$ с) – процесс разупорядочения структуры поверхности *серпентина*, характеризующийся переходом атомов кремния из валентного состояния Si^{3+} в состояние Si^{4+} , предположительно, вследствие эффекта межслоевой или структурной высоковольтной поляризации минерала и воздействия на минеральную поверхность активных продуктов излучения плазмы микроискровых разрядов (O_3 и H_2O_2);

- 2) промежуточная стадия электроимпульсного воздействия при $t_{обp} \cong 30 - 50$ с – дегидроксилирование поверхности *кальцита* и *оливина*, вызывающее увеличение гидрофобности минералов и незначительное снижение гидрофобных свойств поверхности *серпентина*.

3) стадия интенсивной электроимпульсной обработки при $t_{обp} \cong 50-150$ с – деструкция (расслоение) структуры поверхности *серпентина*, сопровождающаяся уменьшением концентрации атомов кислорода и кремния в четырехвалентном состоянии Si^{4+} и вызывающая повышение гидрофобности поверхности минерала; гидроксилирование поверхности *оливина* и *кальцита*, обуславливающее снижение гидрофобности их поверхности.

Нетепловое воздействие МЭМИ приводило к разупрочнению поверхностного слоя и уменьшению микротвердости (HV) пороодообразующих минералов в целом на 40–66%. Максимальное относительное изменение (уменьшение) HV составило для оливина 62%, кальцита – 66%, серпентина – 42%, связующей массы кимберлитовой породы 44%.

С использованием РЭМ–РСМА и ИК-спектроскопии с преобразованием Фурье экспериментально обоснован механизм электрического разрушения (деструкции) гидрофильных пленок вторичных минеральных фаз (оксидов и гидроксидов железа, сульфата кальция, примазок глинистых минералов) на поверхности природных технических алмазов одного из месторождений Восточной Сибири, которые при нетепловом воздействии МЭМИ – вследствие инъекции носителей заряда (электронов) в диэлектрическую пленку [5], образования объемного заряда в системе "алмаз – минеральное образование", формирования и распространения микроканалов электрического пробоя – претерпевали частичное разрушение и удалялись с поверхности алмазных кристаллов.

Индукцированные электрическим полем структурные преобразования поверхностного слоя алмазов вызывали изменение баланса гидрофильно-гидрофобных свойств поверхности кристаллов, а именно – наблюдалось снижение содержания (числа) гидрофильных алмазов изучаемой коллекции на 22% (с 45% до 23%; минимум достигался при $t_{treat} \sim 150$ с) и увеличение числа кристаллов со смешанными свойствами. Максимальное содержание гидрофобных алмазов получено в результате электроимпульсной обработки в течение $t_{treat} \cong 50$ с, а при увеличении времени воздействий число гидрофобных индивидов снижалось.

Полученные результаты показали принципиальную возможность использования импульсных энергетических воздействий для повышения эффективности разупрочнения пороодообразующих минералов кимберлитов, обеспечения сохранности кристаллов алмазов в процессах измельчения руд за счет сокращения времени пребывания кимберлитовой породы в мельницах самоизмельчения, направленного изменения физико-химических и технологических свойств природных минералов-диэлектриков.

Список литературы

1. Чантурия В.А. // Горный журнал. – 2017. – № 11. – С. 7-13.
2. Бунин И.Ж., Рязанцева М.В., Самусев А.Л., Хабарова И.А. // Горный журнал. – 2017. – № 11. – С. 77-83.
3. Чантурия В.А., Гуляев Ю.В. и др. // Доклады РАН. – 1999. – Т. 366. – № 11. – С. 680-683.
4. Черепенин В.А. // УФН. – 2006. – Т. 176. – № 10. – С. 1124-1130.
5. Закревский В.А., Сударь Н.Т. // ФТТ. – 2005. – Т. 47. – № 5. – С. 931-936.

ФОРМИРОВАНИЕ МЕЗОСТРУКТУРЫ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Мещеряков Ю.И., Прокуратова Е.И., Жигачева Н.И.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
ym38@mail.ru

Как известно, при решении динамических задач теории пластичности используются макроскопические уравнения переноса сплошной среды, замкнутые уравнением состояния и определяющим уравнением того или иного вида. В настоящей работе предлагается альтернативный подход к решению динамических задач теории пластичности. Этот подход базируется на совместном решении уравнений переноса для дислокаций, включающих взаимодействие дислокаций со средой, в которой они движутся, и определяющим уравнением, учитывающим взаимодействие дислокаций друг с другом. Последующий переход к макроскопике осуществляется далее через уравнения континуальной теории дислокаций. На основе этого подхода решена задача о формировании динамической мезоструктуры в материале с линейной зависимостью скорости дислокаций от напряжения. Переносные уравнения для дислокационной структуры — уравнение неразрывности и уравнение переноса импульса имеют вид:

$$\frac{\partial \rho}{\partial t} + \frac{\partial}{\partial x}(\rho u) = 0, \quad (1)$$

$$\rho \frac{\partial u}{\partial t} + \rho u \frac{\partial u}{\partial x} + \frac{\partial P}{\partial x} - \frac{2}{m}(\sigma b - Bu) = 0. \quad (2)$$

Здесь ρ – плотность дислокаций, u – скорость дислокаций, B – константа вязкого торможения дислокаций, b – вектор Бюргерса, m – масса единицы длины дислокации. Уравнения (1)–(2) получены из кинетического уравнения для тензорной функции распределения дислокаций по скоростям путем усреднения последнего [1]. Плотность дислокаций в этих уравнениях – это плотность одной компоненты тензора плотности дислокаций, т. е. дислокаций одного знака. Это означает, что система уравнений (1)–(2) описывает процесс группировки однознаковых дислокаций и, таким образом, согласно [2], речь идет о формировании динамической мезоструктуры под действием внешнего напряжения. Во втором уравнении кинетический тензор давления P можно, в соответствии с характером взаимодействия дислокаций в упругой среде, записать в форме интеграла типа Коши:

$$P = -D^2 \iint_x \frac{\rho(s, t)}{|x - s|} ds, \quad (3)$$

где D^2 – дисперсия скорости дислокаций (второй статистический момент функции распределения дислокаций по скоростям [2]). Полная система уравнений в безразмерном виде запишется как:

$$\begin{aligned} \sigma_{ik} &= \lambda_{iklm} w_{lm} \\ r \frac{\partial v}{\partial t} + a_s r v \frac{\partial v}{\partial x} + b_s r v &= c_s f(x) + d_s r; \\ f(x) &= \frac{\partial}{\partial x} \int_x^{x_2} \frac{r(s, t)}{x - s} ds, \end{aligned}$$

где

$$a_s = \frac{u_0 t_0}{x_2}; \quad b_s = \frac{2}{m} B t_0; \quad u_0 = \frac{\sigma b}{B}; \quad v = \frac{u}{u_0}; \quad c_s = \frac{D t_0}{x_0 u_{0\rho_0}}; \quad d_s = \frac{2\sigma b t_0}{m u_0}.$$

Для задачи о ступенчатом нагружении материала граничные условия имеют вид:

1). $v(x,0) = 0$ — первоначально материал не нагружен, 2) $\rho(x,0) = \rho_0$ — первоначально дислокации распределены равномерно, 3) $\sigma(0,t) = \sigma(t)$ — на границе задан закон изменения внешнего напряжения.

До ударного нагружения дислокации распределены хаотически. Для решения поставленной задачи расчета профиля пластической волны был применен модифицированный метод Пикара. Этот метод применяется при решении задач гидродинамики, обладает большой устойчивостью, что позволяет его применять для расчета профилей волн с большими градиентами начальных данных. Решение задачи проведено применительно к характеристикам алюминия А95. В качестве подбираемого параметра служил коэффициент динамической вязкости дислокаций B , от которого зависит форма пространственного профиля плотности дислокаций и их средней скорости. Величина коэффициента демпфирования в конечном итоге брали таковой, чтобы скорость распространения фронта возмущения была равна экспериментально наблюдаемой скорости пластического фронта при заданной величине напряжения. Пространственные профили волн плотности дислокаций для пяти последовательных моментов времени представлены на рис. 1.

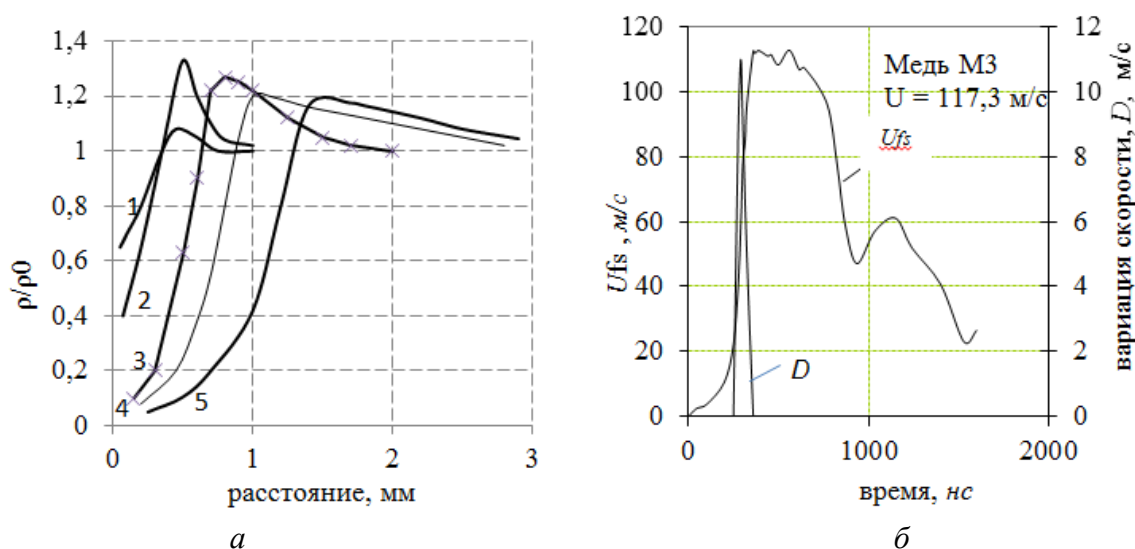


Рис. 1. а) – пространственные профили плотности однознаковых дислокаций для $B = 10^{-5}$ нз: 1 — 45 нс, 2 — 60 нс, 3 — 90 нс, 4 — 120 нс, 5 — 150 нс б) - профили средней скорости и вариации скорости в меди

Эволюция этих профилей позволяет проследить за процессом формирования мезоструктуры и тем самым за кинетикой перехода процесса динамического деформирования от дислокационного масштабного уровня к мезоскопическому. Момент времени $t = 45$ нс соответствует началу формирования мезочастицы, когда плотность дислокаций в мезочастице еще не достигла максимального значения и вся дислокационная структура остается достаточно размытой. К моменту времени $t = 60$ нс относительная плотность дислокаций в скоплении достигает максимального значения $\rho/\rho_0 = 1,4$, что может быть принято за окончание процесса формирования мезочастицы. Затем структура начинает постепенно «размываться» и к моменту времени $t = 150$ нс дислокации снова оказываются однородно распределенными по мишени. В течение этого промежутка времени дислокации локализуются в области $500\mu\text{м}$. Оптимальная величина вязкого торможения дислокаций оказалась равной $3 \cdot 10^{-4}$ нз. При этом скорость индивидуаль-

ных дислокаций, стремящихся объединиться в мезочастицу (в течение первых 45–60 нс) равны $3,83 \cdot 10^5$ см/с, в то время как скорость самих мезочастиц равна $2,33 \cdot 10^5$ см/с. Таким образом, скорость носителей деформации на мезоуровне почти вдвое ниже скорости индивидуальных дислокаций. Кратковременная группировка дислокаций в клубки и последующее размытие этих клубков может рассматриваться как пульсации дислокационной плотности. Это объясняет пульсационную природу динамической мезоструктуры, которая фиксируется в экспериментах по ударному нагружению в виде дисперсии скорости мезочастиц. В стационарных упруго-пластических волнах дисперсия скорости мезочастиц достигает максимального значения в середине пластического фронта и затем уменьшается до нуля к вершине фронта. Возникает вопрос, остаются ли какие-нибудь свидетельства существования дисперсии скорости мезочастиц в образце после прохождения ударной волны.

Как оказалось, такого типа свидетельства в виде структурных неоднородностей мезоскопического масштаба могут остаться в образце после однократного прохождения волны в том случае, если в последующие моменты времени исключено прохождение волны растяжения (рис. 2а) [3] или если на пути волны растяжения встает препятствие в виде полосы локализованного сдвига (рис. 2б). Остаточные следы воздействия пульсаций скорости мезочастиц выглядят в виде волнистой структуры с периодом около 5 мкм (настоящее исследование).

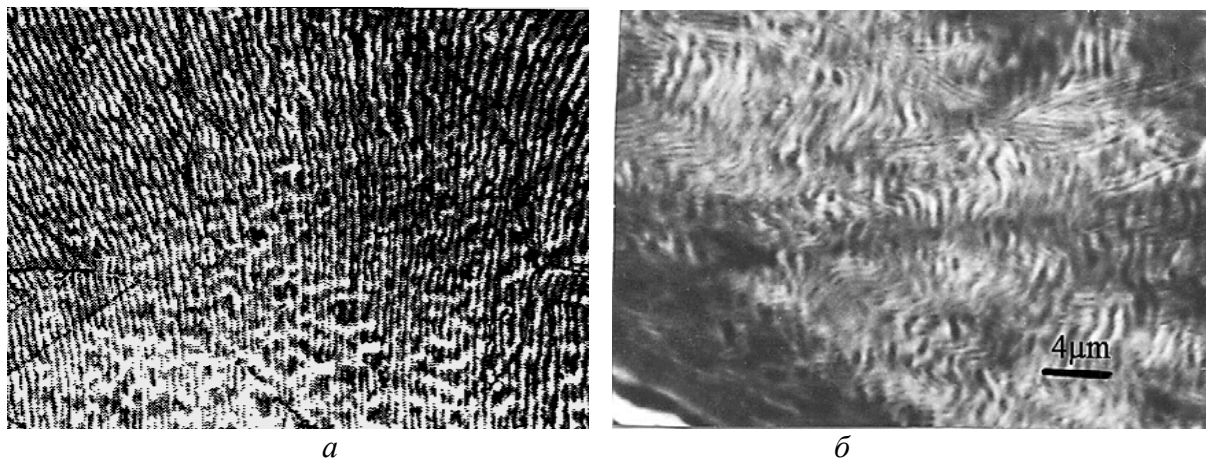


Рис. 2. Мезоструктура после ударного нагружения в сплаве ВТ16, (а) и в меди МЗ, (б)

Список литературы

1. Владимиров В.И., Иванов В.Н., Приемский Н.М. Мезоскопический уровень пластической деформации. Физика прочности и пластичности / под ред. С.И. Журкова. М.: Наука, 1986. 69–80.
2. Meshcheryakov Yu. I., Prokuratova E.I. Kinetic theory of continuously distributed dislocations. Intern. J. Solids and Structures. 1995. Vol. 32, No 12., 1711-1726.
3. Koskelo, A.C., Greenfield, S.R., Raisley, D.L., McClellan, K.J., Byler, D.D., Dickerson, R.M., Luo, S.N., Swift, D.C., Tonk, D.L, Peralta, P.D. Dynamics of the onset of damage in metals under shock loading. In: "Shock Compression of Condensed Matter 2007". Proc. AIP-955. 2008. 557-560.

АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ГОРНЫХ ПОРОД И ЕЕ ЭВОЛЮЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Викторов С.Д, Кочанов А.Н.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова, г. Москва, Россия

kochanov@mail.ru

В рамках современных представлений разрушение материалов является непрерывным (кинетическим) процессом накопления повреждаемости, обусловленного образованием и развитием разномасштабных по размерам (от десятки нанометров и более) пор и микротрещин, природа которого заключается в их микроскопической неоднородности и структурных особенностях [1-6]. Закономерности протекания процесса разрушения во многом зависят от структуры материалов, которая имеет свои особенности на разных масштабных уровнях и характеризуется формой и размером зерен, наличием дефектов (пор, микротрещин), и наряду с химическим составом определяет физические свойства материалов, в том числе прочностные.

В настоящей работе анализируются результаты экспериментальных исследований по изучению структуры горных пород и ее эволюции как развитие трещин на разных масштабных уровнях под действием волн напряжений и газового давления при взрывном воздействии. Энергетические параметры взрывного воздействия (масса микрозарядов) подбирались с таким расчетом, чтобы исключить разрушение образцов на отдельные их фрагменты. Это позволило исследовать закономерности развития микродефектов (поврежденности) с расстоянием от центра внешнего воздействия.

Для оценки начальной поврежденности образцов до взрывного воздействия использовался ультразвуковой метод с определением скорости продольных волн. Показатель поврежденности оценивался как квадрат отношения измеренной скорости C_p в данной области образца к максимальной скорости $C_{p \max}$ для данного типа горной породы: $\psi_0 = (C_p / C_{p \max})^2$. Значения показателя начальной поврежденности в локальных объемах образца неоднородной горной породы, например, песчаника, изменялись в диапазоне $\psi_0 = 0,2-1,0$. Образцы мрамора и гранита по этому показателю были более однородными.

Для оценки механических свойств и структурной неоднородности образцов применялся метод микро- и наноиндентирования, позволяющий на разных масштабных уровнях при различной глубине внедрения индентора определять значения твердости и модуля упругости [7]. Степень неоднородности породы по твердости или упругости, как и по любому другому ее свойству, оценивается коэффициентом вариации $K_{\text{вар}}$. Это важный показатель в плане информации о возможном механизме процесса разрушения горных пород как структурно-неоднородной среды.

Закономерности процесса деформирования и разрушения материалов характеризуются также вязкостью разрушения или критическим коэффициентом интенсивности напряжения K_{Ic} . В механике этот параметр используется в качестве меры сопротивления хрупкому разрушению. Методом динамического микро- и наноиндентирования для горных пород и отдельных минеральных компонентов, а также на границе минеральных зерен определены значения вязкости разрушения. По экспериментальным данным вязкость разрушения для кварца примерно в 1,5–2,0 раза меньше, чем для других минералов, и составляет $K_{Ic} = 0,5 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}^{1/2}$.

Следует отметить, что, зная характеристики K_{Ic} и σ_c , можно получить константу материала с размерностью длины: $d = \text{Const } K_{Ic}^2 / \sigma_c^2$, отражающую структурно-временной подход к процессу разрушения, согласно которому этот процесс на кон-

кратном масштабном уровне происходит дискретно по элементарным ячейкам с размерами сторон, кратным d [3]. Если предположить, что вязкость разрушения мала или стремится к нулю, тогда размер ячейки и инкубационное время тоже стремится к нулю. Данная ситуация характерна для кварца, который отличается высокими значениями предела прочности на сжатие σ_c до 400 МПа и довольно низкими, как показывают эксперименты, значениями K_{1c} . При этом следует отметить, что в кварце при динамическом воздействии отмечается интенсивное развитие микротрещиноватости.

С целью изучения развития микродефектов после взрывного воздействия проведены экспериментальные исследования с применением методов электронной микроскопии и компьютерной рентгеновской микротомографии. При исследовании поверхности образцов гранита с помощью электронной микроскопии в отдельных его минеральных компонентах, а также по границам их зерен, наблюдаются микротрещины, длина которых достигает ~ 1000 мкм при ширине $\sim 50,0$ мкм. В результате исследований внутренней структуры образцов методом рентгеновской микроскопии установлено наличие микротрещин шириной $3,0 - 10,0$ мкм [8].

По данным ультразвуковых измерений в образцах наблюдалось снижение скорости продольных волн в зависимости от расстояния от центра взрывного воздействия [9]. Размер области, экспериментально определяемый по изменению скорости продольных волн, обусловленное развитие микротрещин, зависит от параметра ψ_0 . В однородных образцах при $\psi_0 \sim 1,0$ после взрывного воздействия снижение скорости продольных волн и, следовательно, развитие повреждений, не зафиксировано. Кроме измерения скорости продольных волн прямыми экспериментальными испытаниями установлено снижение прочности на растяжение образцов песчаника с расстоянием от центра взрывного воздействия.

Развитие микротрещин, в основном, связано с действием волн напряжений, и может быть описано в рамках концепции механики рассеянных повреждений [10]. За условие разрушения (роста микродефектов) можно принять достижения коэффициента интенсивности напряжений критического значения: $K(t) < K_{1c}$.

После взрывного воздействия в образцах гранита и мрамора наблюдалось образование макротрещин, структура и параметры которых исследовались с применением оптической, электронной и конфокальной лазерной микроскопии [11]. Формирование и развитие системы макротрещин в горных породах обусловлено действием газообразных продуктов. По данным полученным изображений в граните отдельная наиболее крупная трещина, которая распространяется непосредственно от источника воздействия, имеет сложную извилистую форму с переменной шириной. Такая форма трещины на начальном этапе ее развития может свидетельствовать об изменении скорости ее распространения или, точнее, о задержки в ее развитии, что, очевидно, связано с формированием зоны локализации разрушения у ее вершины и последующим скачкообразным продвижением. Задержка в развитие магистральной трещины вызывает образование за счет наличия микродефектов вторичных трещин, что улучшает качество дробления. В мраморе в отличие от гранита не наблюдалось множественного трещинообразования, а имело место образование отдельных трещин большей протяженности, которые визуально наблюдались на поверхности образцов и практически достигали их границ.

Гранит представляет собой поликристаллический или многофазный материал, состоящий из минеральных компонентов, которые имеют различные упругие и прочностные характеристики. Мрамор как монофазный материал отличался структурной однородностью, его прочность на сжатие примерно в 2–3 раза меньше, чем у гранита.

Таким образом, можно отметить, что ведущая роль в реализации то или иного сценария разрушения материалов играет наличие или отсутствие структурных неоднородностей в виде микродефектов и зерен различных минералов, которые являются концентраторами или возможными очагами развития множественного разрушения. Характерное различие между материалами с различными структурами в плане степени их од-

нородности проявляется в механизме разрушения, и зависит от «активности» элементов структуры, вовлеченных в этот процесс. Результаты исследований создают предпосылки для управления процессами деформирования и разрушения горных пород, например, при взрывной отбойке или прогнозирования возможности проявления горных ударов и других опасных газодинамических явлений.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 16-17-00066).

Список литературы

1. Кадомцев А.Г., Бетехтин В.И. Кинетические закономерности разрушения твердых тел/Актуальные проблемы прочности: сборник тезисов LYIII международной конференции, 16-19 мая, 2017 г. Пермь.2017. – С. 5.
2. Новожилов В.В., Слепян Л.И. Некоторые проблемы и достижения механики разрушения // Вестник РАН АН СССР. 1987. №9. С.98-108.
3. Морозов Н.Ф., Петров Ю.В. О концепции структурного времени в теории динамического разрушения хрупких материалов // ДАН.1 992. т 324. №5. С.964-967.
4. Ботвина Л.Р. Эволюция поврежденности при разных масштабах// Физика Земли. 2001.№10. С.5-18.
5. Моисеенко Д.Д., Панин В.Е. Физическая мезомеханика разрушения твердых тел как нелинейных иерархически организованных систем// Механика твердого тела. 2015.№4. С.42-55.
6. Гольдштейн Р.В., Осипенко Н.М. Влияние вида элементов структуры материала на сценарий разрушения при сложном напряженном состоянии// Механика твердого тела.2015. №2. С.44-59.
7. Викторов С.Д., Головин Ю.И., Кочанов А.Н., Тюрин А.И. и др Оценка прочностных и деформационных характеристик минеральных компонентов горных пород методом микро- и наноиндентирования // Физико-технические проблемы разработки полезных ископаемых. 2014.- № 4. - С. 46–54.
8. Викторов С.Д., Кочанов А.Н., Пачежерцев А.А. Исследование структурных характеристик на поверхности и в объеме образцов гранита //20-й Международный симпозиум «Упорядочение в минералах и сплавах» ОМА-20, Ростов-на-Дону- пос. Южный, 10-15 сентября 2017 г. Труды симпозиума.- Ростов-на-Дону, Фонд науки и образования. 2017. Выпуск 20. Т. 1. – С. 116-118.
9. Кочанов А.Н. Ультразвуковой контроль и эволюция структурных изменений природных материалов //Международная научная конференция «Техническая акустика разработки, проблемы, перспективы: материалы конференции. УО «ВГТУ» Витебск, 2016 – С. 185-187.
10. Кочанов А.Н. Предразрушение геоматериалов при взрывном воздействии в рамках концепции накопления повреждений./XXI Петербургские чтения по проблемам прочности. К 100-летию со дня рождения Л.М. Качанова и Ю.Н. Работнова. Санкт-Петербург, 15-17 апреля 2014 г.: сборник материалов. СПб. Соло.2014. С. 191-193.
11. Кочанов Экспериментальные особенности развития трещин при взрывном воздействии на горные породы/ Сб. трудов «XXII Петербургские Чтения по проблемам прочности» 12-14 апреля 2016, Санкт-Петербург: Изд-во Политехн. Ун-та. 2016. С. 79-82

ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, НЕУСТОЙЧИВОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Гасанов М.Ф., Кочегаров С.С., Казарцева Е.А., Желтов М.А.

*Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия,
shibkov@tsu.tmb.ru*

Разработка новых технологий ранней диагностики, непрерывного мониторинга и подавления очагов локализованной деформации (деформационных полос) как предвестников внезапного разрушения деформируемых сплавов систем Al–Mg–Mn, Al–Li–Mg, Al–Zn–Cu–Mg и Al–Cu–Mg важно для технологии материалов авиакосмической отрасли и автопрома, а также для других отраслей, которые используют металлы и сплавы, демонстрирующие прерывистую деформацию и полособразование. Развитие технологии лазерной обработки поверхности этих сплавов позволит улучшить эксплуатационные механические свойства, коррозионную устойчивость, качество поверхности промышленных изделий и ресурс высокотехнологичных алюминиевых сплавов и таким образом повысить их конкурентоспособность. В фокусе доклада – исследование влияния импульсной лазерной обработки поверхности на локализацию пластической деформации, развитие механической неустойчивости и разрушение сплавов системы Al–Mg.

Схема эксперимента состоит в следующем. Источником излучения служил волоконный иттербиевый импульсный ИК-лазер YLP-1-100-50-50-NC-RG с длиной волны 1.06 мкм со средней мощностью до 50 Вт. Сфокусированное излучение лазера выводилось на поверхность деформируемого образца в пятно с гауссовым радиусом ~ 70 мкм. Видеосъемку противоположной стороны поверхности образца вели с помощью высокоскоростной цифровой видеокамеры. Использовали режим «свободной» генерации в течение 20 мс импульсов излучения длительностью 120 нс с частотой модуляции 70 кГц (режим одиночного «импульса» длительностью 20 мс). Такой режим воздействия является оптимальным для сквозного локального проплавления алюминиевого листа толщиной 0.5 мм и поэтому близок к условиям лазерной сварки.

При комнатной температуре на деформационной кривой сплава AlMg6 обычно наблюдается около десятка ступеней (чередующихся плато и скачков), а разрушение образца происходит на фронте последнего скачка максимальной амплитуды, до $\sim 10\%$. Как установлено, локальное воздействие импульсного лазерного ИК-излучения на последней трети плато перед скачком вызывает формирование сложной пространственно-временной структуры деформационных полос и развитие деформационной ступени амплитудой несколько процентов на кривой растяжения.

Данные скоростной видеосъемки поверхности деформируемого образца после импульсного лазерного воздействия показывают, что импульс лазерного излучения, воздействующий на гладкий (без скачков) участок диаграммы растяжения вызывает зарождение и распространение деформационной полосы, которая является в свою очередь триггером развития деформационного скачка – ступени амплитудой $\Delta \varepsilon_m \approx 2\%$ на диаграмме растяжения.

Полоса всегда зарождается от источника на боковой поверхности поликристаллического плоского образца и первоначально распространяется в плоскости максимальных касательных напряжений. Поверхностный дислокационный источник срабатывает, видимо, в результате действия термоупругих напряжений, обусловленных достижением боковой поверхности тепловой «волны» от очага лазерного воздействия.

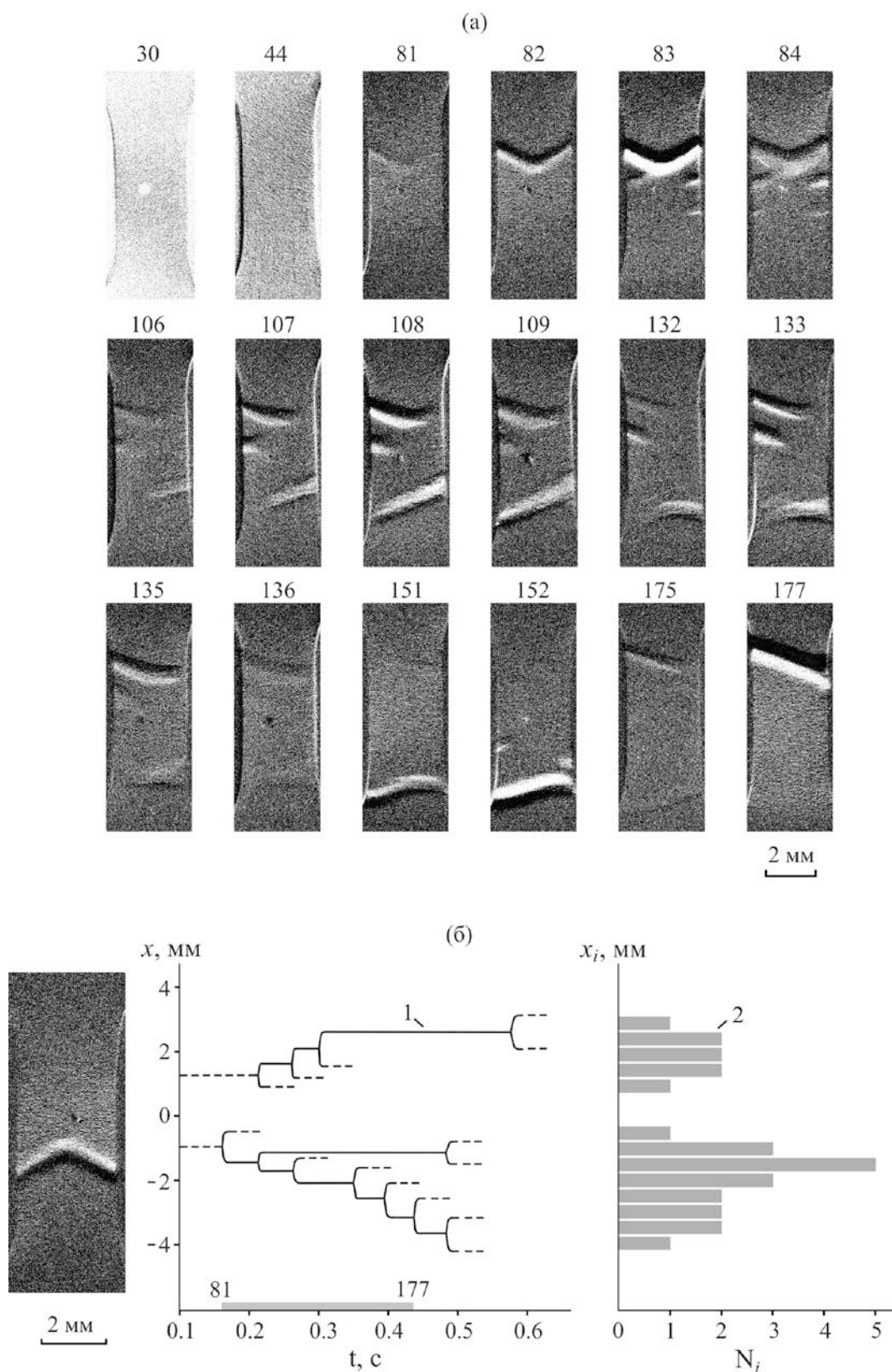


Рис. 1. Результаты компьютерной обработки видеосъемки развития деформационных полос, инициированных лазерным «уколом» поверхности сплава АМгб в ходе растяжения со скоростью $\dot{\sigma}_0 = 0.2$ МПа/с. $P_1 = 50$ Вт ($\Phi_1 = 6.5$ кДж/см²), $\sigma = 270$ МПа: *a* – фрагмент видеопленки, демонстрирующий динамику и морфологию полос; *б* – корреляционная диаграмма (1) и пространственная гистограмма (2) деформационных полос. Серой полосой на оси времени отмечен временной интервал между кадрами 81 и 177, представленными на рис. 1*a*.

На рис. 1 представлены данные компьютерной обработки видеofilьма динамики деформационных полос, вызванных лазерным уколом посерхности деформируемого образца. Для анализа взаимной корреляции деформационных полос строили корреляционную диаграмму $x(t)$ – временную зависимость координаты x границы полосы относительно центра лазерного пятна вдоль оси растяжения образца (кривая 1 на рис. 1б). Для исследования пространственного статистического распределения полос вдоль рабочей части образца последняя условно разделялась на 20 эквидистантных параллельных сечений, подсчитывалось количество N_i границ полос, пересекающих каждое сечение $x = x_i$, и строилась гистограмма $N_i(x_i)$ (кривая 2 на рис. 1б). Время Δt_d между началом лазерного импульса (длительностью $t_p = 20$ мс), вызывающего сквозное проплавление образца, и моментом срабатывания дислокационного источника полосы сильно нелинейно возрастает с ростом мощности излучения P : в интервале значений P от 25 до 50 Вт Δt_d растёт от 100 до 120 мс, а в интервале 12–14 Вт Δt_d не превышает ~10 мс. До тех пор, пока расплавленный металл не затвердеет после окончания лазерного воздействия тепловой источник цилиндрической формы будет активным и создавать цилиндрическую область сжатия в объеме образца, препятствуя распространению деформационной полосы.

Установлено, что деформационный отклик на локальное воздействие лазерного луча сильно нелинейно зависит от временной фазы воздействия. Если момент импульсного воздействия приходится на начальный участок плато, то это не вызывает заметного скачка деформации, а если на последнюю треть плато – то же самое воздействие (лазерный укол) провоцируют макроскопический скачок деформации. Таким образом, по мере приближения к ожидаемой «катастрофе» – спонтанному развитию макроскопического скачка деформации амплитудой несколько процентов материал становится все более неустойчивым, а мерой этой неустойчивости является амплитуда вынужденного скачка, спровоцированного внешним локальным воздействием.

Предполагается, что скачки происходят, в результате спонтанной релаксации внутренних напряжений, которые медленно накапливаются в материале на плато между скачками, а внешнее локальное лазерное воздействие выступает здесь лишь как триггер – спусковой крючок для быстрой релаксации внутренних напряжений. Поэтому деформационный отклик на внешнее локальное воздействие сильно нелинейно зависит от времени накопления внутренних напряжений, поскольку скачкообразная деформация металлов характеризуется сильно нелинейной пороговой динамикой.

Необходимы дальнейшие исследования обнаруженного влияния локального лазерного излучения на пластическую неустойчивость металлических сплавов, демонстрирующих прерывистую деформацию, для учета этого явления в технологиях лазерной сварки, прецизионной резки металла, пробивания отверстий, маркировки поверхности и т.д. [1].

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 17-79-10404).

Список литературы

1. Шибков А.А., Золотов А.Е., Гасанов М.Ф., Желтов М.А., Проскуряков К.А. // ФТТ, 2018 (в печати).

ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ КОНЦЕПЦИИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ КАЧАНОВА-РАБОТНОВА

Арутюнян Р.А.

Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия
r.arutyunyan@spbu.ru

В общей постановке концепция поврежденности рассматривалась в работе [1], в которой, согласно представлениями статистической физики, уравнение для параметра поврежденности ψ задавалось в виде

$$\frac{d\psi}{dt} = -f[\sigma(t), \psi], \quad (1)$$

где $\sigma(t)$ – напряжение.

Основные положения концепции поврежденности Качанова-Работнова основываются на уравнении (1), правая часть которого выбирается в виде степенной зависимости. В модели Качанова [2] параметр сплошности (поврежденности) ψ ($1 \geq \psi \geq 0$) вводится произвольно без придания ему определенного физического содержания. Работнов [3] ввел параметр поврежденности $\omega = 1 - \psi$, ($0 \leq \omega \leq 1$) с помощью соотношения $\omega = F_T / F_0$ (где F_T – площадь трещин, располагающихся к моменту времени t в поперечном сечении растягиваемого образца, F_0 – начальная площадь поперечного сечения образца.). Из соотношения $F = F_0 - F_T$ следует $F = F_0(1 - \omega)$ (F – текущая площадь поперечного сечения образца). Согласно определению параметров сплошности и поврежденности выполняется условие $d\psi = -d\omega$. Были предложены различные варианты материализации параметра поврежденности на основе результатов физических опытов. Наиболее распространенными можно считать опыты, в которых изучается эволюция пористости в процессе ползучести [4], а в качестве параметра поврежденности рассматривается необратимое изменение плотности [4, 5] или объема (разрыхление по терминологии В.В.Новожилова [6]).

Решается задача о растяжении образца под воздействием постоянной нагрузки P . Считается, что в случае хрупкого разрушения деформации малы и не оказывают влияние на процессы поврежденности. Пренебрегается также изменением поперечного сечения образца, т.е. принимается условие $F = F_0$, тогда $\sigma = P / F = \sigma_0 F_0 / F = \sigma_0 = const$, σ – истинное, σ_0 – номинальное напряжение. Отметим, что согласно закону сохранения массы $\rho_0 l_0 F_0 = \rho l F$ из условия $F = F_0$ следует $\varepsilon = \ln l / l_0 = \ln \rho / \rho_0$, где l_0 , ρ_0 – начальные, l , ρ – текущие длина и плотность образца, т.е. деформация ползучести не равна нулю, а полностью определяется изменением плотности материала.

При этих предположениях уравнение (1) записывается в виде

$$\frac{d\psi}{dt} = -A \left(\frac{\sigma_0}{\psi} \right)^n \quad (2)$$

Такой подход может придать параметру сплошности и поврежденности физическое содержание. Однако, из условия $F = F_0$, которое используется при формулировке уравнения (2), следует $\psi = 1$ или $\omega = 0$, т.е. теряет смысл само понятие поврежденности.

Принимая условие разрушения $t = t_f^b$, $\psi = 0$, из решения уравнения (2) следует критерий хрупкого разрушения Качанова-Работнова

$$t_f^b = \frac{I}{(n+1) \cdot A\sigma_0^n} \quad (3)$$

Таким образом, при формулировке критерия (3) считается, что деформационные процессы не оказывают влияние на процессы накопления повреждений и разрушения.

Для учета деформационных процессов Работнов ввел систему из двух взаимосвязанных уравнений для деформации ползучести ε и параметра поврежденности ω [3]

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = b\sigma^m (1-\omega)^{-q}, \quad (4)$$

$$\frac{d\omega}{dt} = c\sigma^n (1-\omega)^{-r}, \quad (5)$$

где b, c, m, n, q, r – постоянные.

В случае чисто хрупкого разрушения при условии $F = F_0$, $\sigma = \sigma_0 = const$ из решения системы уравнений(4)-(5) следует соотношение для деформации ползучести, описывающее третий участок кривых ползучести. Среда считается несжимаемой, тогда в уравнениях (4)-(5) принимается $\sigma = \sigma_0 e^\varepsilon$. Таким образом, решается задача о ползучести и разрушении несжимаемой среды, для которой введение понятия поврежденности нельзя считать обоснованным.

Для преодоления указанных противоречий рассмотрим систему уравнений для скорости ползучести и параметра сплошности $\psi = \rho / \rho_0$, В начальном состоянии $\rho = \rho_0$, $\omega = 0$, $\psi = 1$ в момент разрушения $\rho = 0$, $\psi = 0$, $\omega = 1$. С учетом закона сохранения массы и выражения для истинного напряжения $\sigma = \sigma_0 \psi e^\varepsilon$ вводится следующая система уравнений

$$\frac{d\varepsilon}{dt} = B\sigma_0^m \psi^{m-\beta} e^{m\varepsilon} \quad (6)$$

$$\frac{d\psi}{dt} = -A\sigma_0^n \psi^{n-\alpha} e^{n\varepsilon}, \quad (7)$$

Аналитическое решение системы (6)–(7) в общем виде не представляется возможным. Рассматриваются некоторые приближенные решения. В случае малых деформаций можно считать $e^{n\varepsilon} \approx 1$, $e^{m\varepsilon} \approx 1$, и из решения системы (6)-(7) при начальных условиях, соответственно, $t=0$, $\varepsilon=0$, $\psi=1$, следуют соотношения для деформации ползучести и параметра поврежденности

$$\varepsilon = \frac{B\sigma_0^{m-n}}{A\gamma} \left\{ 1 - \left[1 - (\alpha - n + 1) A\sigma_0^n t \right]^{\frac{\gamma}{\alpha - n + 1}} \right\}, \text{ где } \gamma = m - \beta + \alpha - n + 1 \quad (8)$$

$$\psi = \left[1 - (\alpha - n + 1) A\sigma_0^n t \right]^{\frac{1}{\alpha - n + 1}} \quad (9)$$

На рис. 1 представлены кривые ползучести согласно соотношению (8) для различных значений коэффициента α . При расчетах были приняты следующие значения коэффициентов: $n = 2$, $m = 4$, $A = 10^{-9} [МПа]^{-2}$, $B = 5 \cdot 10^{-17} [МПа]^{-4}$, $\beta = 1$, $\sigma_0 = 100 МПа$.

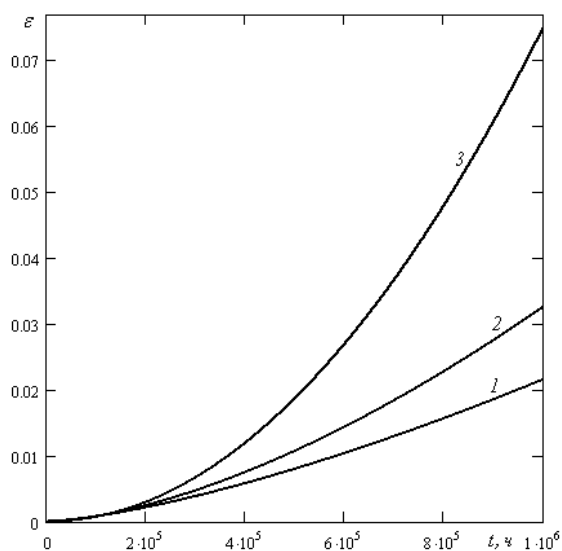


Рис. 1. Кривые ползучести согласно формуле (8): $\alpha = 8$ – кривая 1, $\alpha = 6$ – кривая 2 и $\alpha = 4$ – кривая 3

Принимая условие разрушения $t = t_f$, $\psi = 0$ (в общем случае условие разрушения имеет вид $t = t_p$, $\psi = \psi_* = const$), из (9) следует критерий длительной прочности.

$$t_f^b = \frac{I}{(\alpha - n + 1) \cdot A \sigma_0^n}, \quad (10)$$

На рис. 2 показаны кривые длительной прочности согласно формулам (3) и (10) для различных значений коэффициента α . Согласно расчетам критерий (3) (кривая 3 на рис.2) дает завышенные значения времени до разрушения.

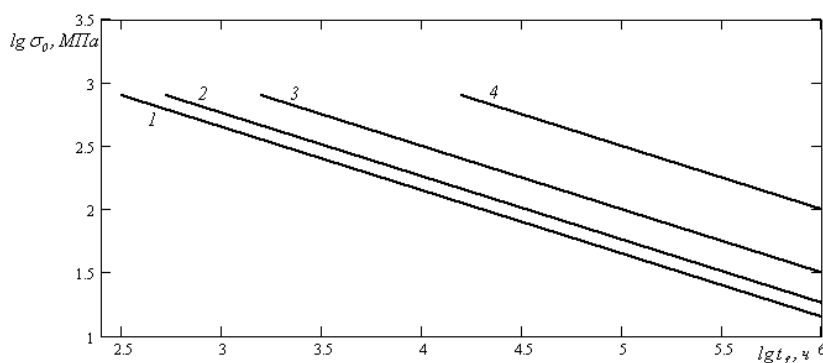


Рис. 2. Кривые длительной прочности согласно критерию (10): $\alpha = 6$ – кривая 1, $\alpha = 4$ – кривая 2, $\alpha = 2$ – кривая 3 и $\alpha = 1,1$ – кривая 4

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 18-01-00146).

Список литературы

1. Haward R.N. The extension and rupture of cellulose acetate and celluloid // Trans. Farad. Soc. 1942. v. 38. P. 394-400.
2. Качанов Л.М. О времени разрушения в условиях ползучести // Изв. АН СССР. ОТН. 1958. № 8. С. 26-31.
3. Работнов Ю.Н. Ползучесть элементов конструкций. М.: Наука, 1966. 752с.
4. Черемской П.Г., Слезов В.В., Бетехтин В.И. Поры в твердом теле. М.: Энергоатомиздат. 1990. 374с.
5. Arutyunyan R.A. High-temperature embrittlement and long-term strength of metallic materials // Mechanics of solids. 2015. V. 50. I. 2. P. 191-197.
6. Новожилов В.В. О пластическом разрыхлении // Прикладная математика и механика. 1965. № 4. С. 681-689.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА СТАТИЧЕСКУЮ И ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ПОЛИУРЕТАНА

Арутюнян А.Р.

Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия
a.arutyunyan@spbu.ru

Полимерные и композиционные материалы на их основе широко используются в технике, медицине, авиастроении и т. д. В то же время физико-механические характеристики этих материалов после длительной эксплуатации изменяются, что в значительной степени обусловлено процессом старения [1-4]. Таким образом, необходимы исследования процессов старения этих материалов. В работе в качестве такого материала используется полиуретан. Программа исследований включает опыты на чередование глубокого сжатия прямоугольных образцов и длительного климатического и деформационного старения. Исследовано также влияние эффекта старения на усталостную прочность. Усталостные испытания проводились на круглых образцах при повторном растяжении (коэффициент асимметрии цикла $R = 0$) в условиях жесткого нагружения с частотами 10 Гц и 5 Гц. Проведенные экспериментальные исследования указывают на существенное упрочнение материала в результате старения. Данный эффект наблюдается как в экспериментах на глубокое сжатие, так и при циклических испытаниях.

Экспериментальные исследования климатического и деформационного старения образцов из полиуретана в опытах на сжатие

В опытах на глубокое сжатие испытывались образцы из полиуретана квадратного поперечного сечения с размерами 15x15x20 мм. Опыты выполнялись при комнатной температуре на машинах марки Instron 1231U-10 и Shimadzu AGX-50 Plus со скоростью нагружения 3,5 мм/мин.

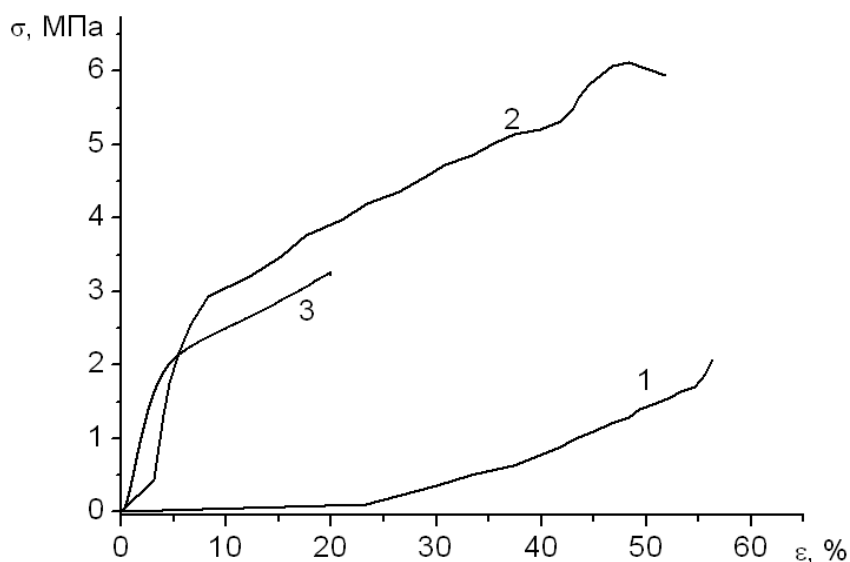


Рис. 1. Диаграммы $\sigma - \varepsilon$: 1 – образец № 1 без старения, 2 – образец № 2 после деформационного старения в течение около 12 лет, 3 – образец № 2 после последующего глубокого сжатия и дополнительного старения в течение около 7 лет.

На рис. 1 представлены диаграммы $\sigma - \varepsilon$ для образцов без старения и после старения различной длительности. Кривая 1 соответствует диаграмме $\sigma - \varepsilon$ для образца № 1 без старения. Образец № 2 был испытан на глубокое сжатие, старился в лабораторных условиях в течение около двенадцати лет, затем повторно был испытан на сжатие (кривая 2 на рис. 1). Кривая 3 соответствует диаграмме $\sigma - \varepsilon$ для образца № 2, который после глубокого сжатия еще дополнительно старился в течение около семи лет в лабораторных условиях.

Согласно полученным экспериментальным результатам в процессе длительного старения порядка девятнадцати лет материал упрочняется немонотонно. Максимальная величина упрочнения (по величине напряжения) составляет более 30 раз по сравнению с образцом без старения. С увеличением времени старения материал разупрочняется. Данный эффект нуждается в дополнительных исследованиях.

Кривые усталости образцов из полиуретана в опытах на повторное растяжение

Для усталостных испытаний использовался круглый армированный полиуретановый приводной ремень Continental Contitech диаметром 4 мм, из которого вырезались образцы с рабочей длиной 2,5-3,1 мм. Опыты выполнялись в условиях повторного растяжения (коэффициент асимметрии цикла $R = 0$) в условиях жесткого нагружения с частотами 10 Гц и 5 Гц при комнатной температуре на настольной усталостной сервогидравлической испытательной машине Si-Plan SH-B. Полученные кривые усталости показаны на рис. 2. Наблюдается существенная частотная зависимость кривых усталости.

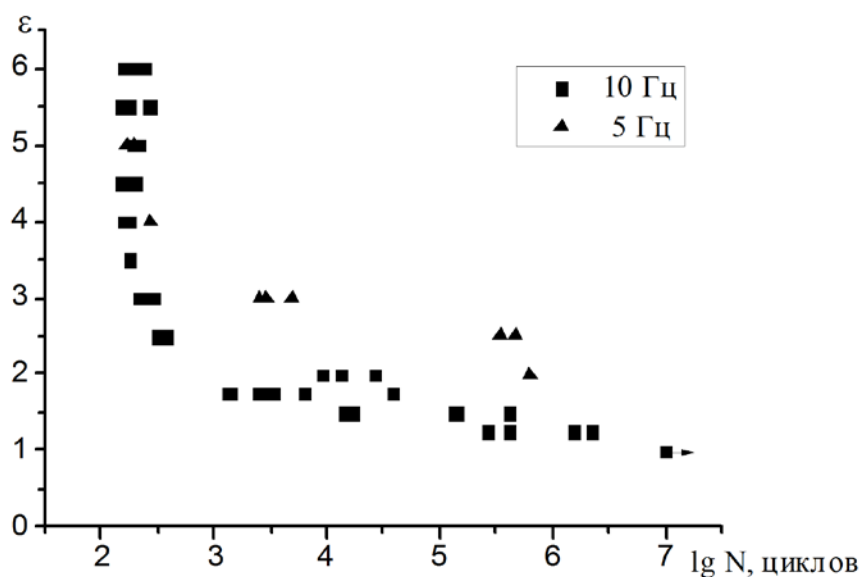


Рис. 2. Кривые усталости для образцов из полиуретана при частотах 10 Гц и 5 Гц.

Влияние климатического и деформационного старения на усталостную прочность образцов из полиуретана

На следующем этапе исследований были проведены циклические испытания круглых образцов из полиуретана при повторном растяжении при амплитуде изменения перемещения $\Delta l = 4$ мм и частоте нагружения 10 Гц. Таким образом, было определено среднее число циклов N до разрушения, которое составило около 180 000 циклов.

Для исследования влияния климатического и деформационного старения на усталостную прочность использовалась следующая программа испытаний:

1. Образцы испытывались до $N/2$ циклов при данных параметрах нагружения, старились в лабораторных условиях в течение 1 года, затем испытывались до разрушения.

2. Образцы первоначально старились в кипяченной воде в течение 1 часа, затем испытывались до $N/2$ циклов при данных параметрах нагружения. Затем образцы старились в лабораторных условиях в течение 1 года и испытывались при отмеченных параметрах нагружения до разрушения.

3. Образцы первоначально старились при $T = -18^{\circ}\text{C}$ в течение 2 дней, затем испытывались до $N/2$ циклов при данных параметрах нагружения. Затем образцы старились в лабораторных условиях в течение 1 года и испытывались при данных параметрах нагружения до разрушения.

Часть образцов после предварительной выдержки в кипяченной воде и при $T = -18^{\circ}\text{C}$ были испытаны при данных параметрах нагружения до разрушения. В этих условиях влияния предварительной выдержки при повышенных и пониженных температурах на усталостную прочность не было выявлено.

Полученные результаты влияния климатического старения по различным программам на циклическую прочность образцов из полиуретана представлены в таб. 1.

Таблица 1. Влияние климатического старения по различным программам на циклическую прочность образцов из полиуретана при $\Delta l = 4$ мм и частоте 10 Гц

	Без старения	Старение		
		Программа 1	Программа 2	Программа 3
Среднее число циклов до разрушения N	180 000	745 000	1 855 000	2 365 000
$N/N_{\text{без старения}}$	1	> 4	> 10	> 13

Согласно полученным результатам наблюдается значительное циклическое упрочнение, которое существенно зависит от программы старения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 18-01-00146).

Список литературы

1. Арутюнян Р.А. Проблема деформационного старения и длительного разрушения в механике материалов. СПб.: Изд-во С.-Петербур. ун-та. 2004. 252с.
2. Nadai A. Theory of flow and fracture of solids. McGraw-Hill. New York. 1963. vol. 2. 321p.
3. Арутюнян Р.А. Накопление повреждений и разрушение высокоэластичного тонкого слоя при циклическом обжатии // Вестник С.-Петербур. ун-та. 2012. Сер. 1. Вып. 4. С. 53-61.
4. Арутюнян А.Р., Арутюнян Р.А. Критерии длительной прочности сжимаемой упруго-вязкой стареющей среды // Известия МГТУ "МАМИ". Серия "Естественные науки". 2015. № 2 (24). т. 4. С. 19-24.

ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТОЙКИХ ВОЛОКОН НА ОСНОВЕ ПОЛИИМИДНЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОВОЛОКНАМИ

¹Поляков И.В., ^{1,2}Ваганов Г.В., ^{1,2}Иванькова Е.М., ²Попова Е.Н.,
²Елоховский В.Ю., ²Юдин В.Е.

¹Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

²Институт высокомолекулярных соединений РАН, Санкт-Петербург, Россия
polyakov-iv@yandex.ru

Разработка новых волокнистых композиционных материалов, используемых в экстремальных условиях, таких как высокие температуры ($>200^{\circ}\text{C}$), действие агрессивных жидкостей и радиации, является одной из приоритетных задач в области материаловедения. Данные требования полностью удовлетворяются полиимидными материалами. На сегодняшний день в большинстве научных работ в основном представлены полиимидные пленки или блочные образцы. В то же самое время, исследования, посвященные изучению полученных из расплава волокнистых полимерных композиционных материалов на основе полиимидной матрицы, практически отсутствуют. Тем не менее геометрия образцов может играть существенную роль. В отличие от пленок, ориентированные волокна являются одним из возможных способов усиления анизотропного эффекта и механических свойств материала с использованием наночастиц с высокой степенью анизотропии. Таким образом, целью настоящей работы было получение термостойких нанокомпозитных волокон на основе полиимидной матрицы, модифицированной углеродными нановолокнами, а также изучение их структуры и свойств.

В данной работе в качестве полимерной матрицы был использован термостойкий аморфный полиимид торговой марки ULTEM 1000 (SABIC Innovative Plastics) – Рис.1.

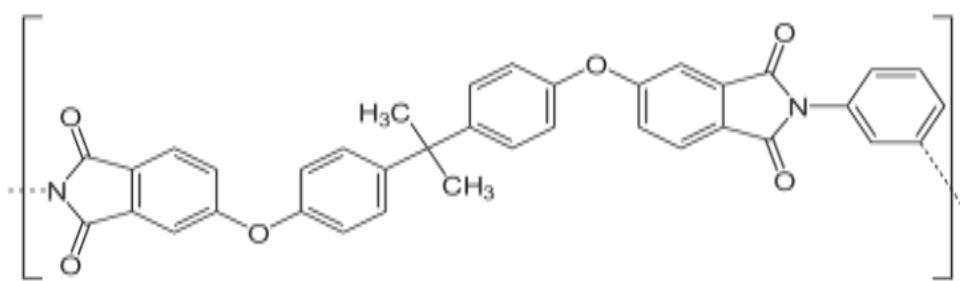


Рис.1. Химическая формула полиимида ULTEM 1000

Для увеличения механических характеристик полимерных волокон использовались углеродные нановолокна VGCF диаметром ~ 150 нм, длина ~ 10 - 20 мкм (Showa Denko) – рис.2.

Для обработки нанокомпозитов использовался двухшнековый микроэкструдер DSM Xploge (Нидерланды) со специальной установкой для получения волокон или пленок.

Исследование на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) показало, что углеродные нановолокна хорошо распределяются по всему объему волокна. Существенных агрегатов наночастиц не было обнаружено.

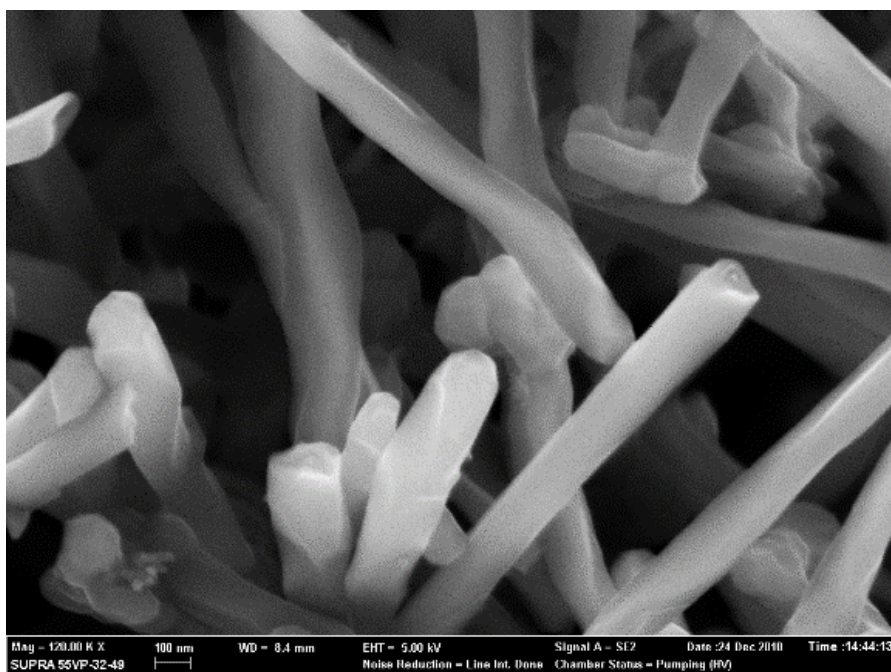
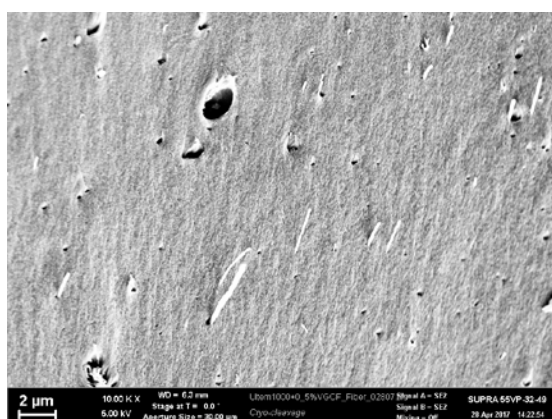
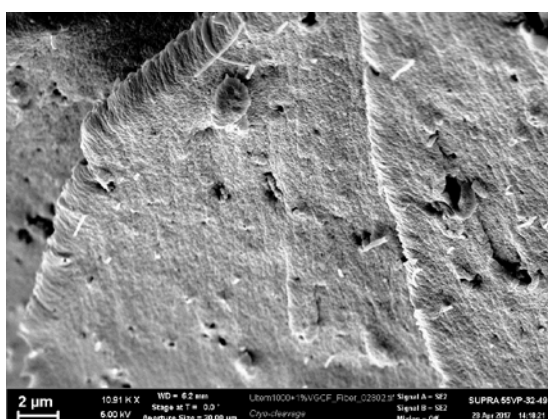


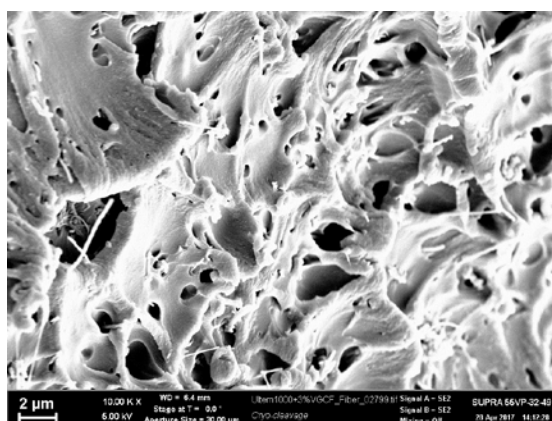
Рис.2. СЭМ снимок углеродных нановолокон VGCF



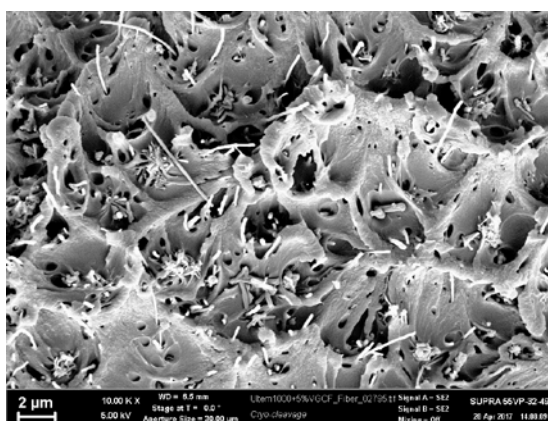
ULTEM 1000 + 0.5% VGCF



ULTEM 1000 + 1% VGCF



ULTEM 1000 + 3% VGCF



ULTEM 1000 + 5% VGCF

Рис. 3. СЭМ снимки композиционных полиимидных волокон с добавлением наночастиц VGCF

Дифференциальная сканирующая калориметрия не выявила каких-либо изменений в температуре стеклования ($T_g = 216^\circ\text{C}$) при введении нановолокон VGCF в матрицу полиимида.

Механические испытания полиимидных нанокомпозитных волокон показали, что введение углеродных нановолокон привело к увеличению модуля и прочности на растяжение. Однако наблюдалось уменьшение деформации до разрыва на 25% от начального значения.

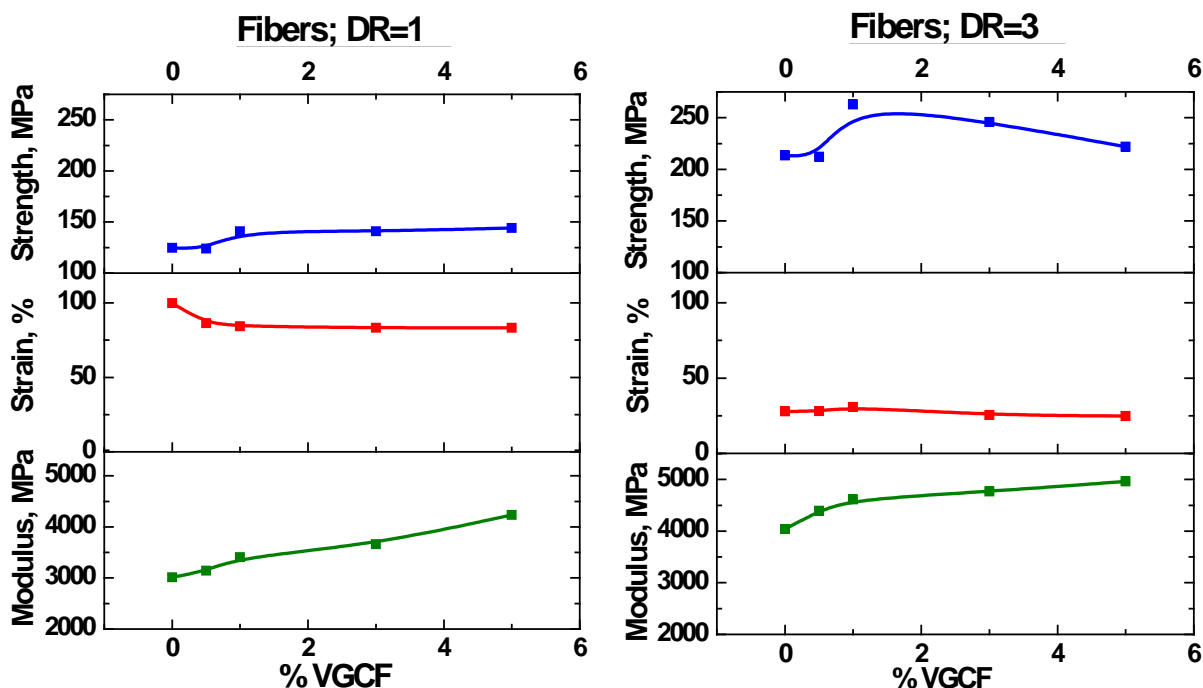


Рис.4. Зависимости характеристик механических свойств композиционных ПИ волокон от содержания наночастиц наполнителя как до (DR=1), так и после (DR=3) ориентационной вытяжки

Также исследовались механические свойства после высокотемпературной ориентационной вытяжки (DR=3) полиимидных нанокомпозитных волокон. Оказалось, что с помощью ориентирования композиционных волокон можно добиться дополнительного роста прочности и модуля упругости нанокомпозитных волокон, при этом деформация до разрыва падает в несколько раз.

На основании данных механических испытаний можно сделать предварительный вывод о том, что оптимальная концентрация VGCF в композиционных волокнах на основе полиимида ULTEM 1000 составляет 1%. Дальнейшее увеличение содержания наночастиц наполнителя не приводит к заметному улучшению механических свойств (таких как модуль упругости и деформация до разрыва) или даже снижает их (прочность на разрыв).

Авторы благодарят Российский фонд фундаментальных исследований за финансовую поддержку (грант РФФИ № 18-03-00963).

МОДЕЛИРОВАНИЕ САМОВОССТАНОВЛЕНИЯ ТРЕЩИН

Перельмутер М.Н.

*Институт проблем механики им. А.Ю. Ишлинского РАН,
г. Москва, Россия
perelm@ipmnet.ru*

Развитие и накопление микроскопических трещин в недоступных частях конструкций, а также внутри материала, может привести к катастрофическому разрушению. Для предотвращения разрушения и поддержания работоспособности в таких случаях эффективно использование самовосстанавливающихся материалов. Свойство самовосстановления материала особенно важно, когда вмешательство человека затруднено при удаленной эксплуатации изделия (например, в космосе) или при экстремальных условиях эксплуатации. Наибольший эффект самовосстановления проявляется на начальной стадии формирования трещин.

Можно выделить три основных этапа в процессе самовосстановления трещин:

- 1) формирование и рост трещин под действием внешней нагрузки и агрессивных сред в ослабленных областях материала и зонах высокой концентрации напряжений;
- 2) инициирование процесса самовосстановления при внешнем воздействии и/или внедрении в трещину заживляющего агента;
- 3) укрепление и восстановление связей между берегами трещины, приводящее к восстановлению (частичному или полному) несущей способности материала или изделия.

Для анализа указанных этапов и решения задач, возникающих при этом, эффективно использование модели, основанной на объединении кинетической термофлуктуационной теории и модели концевой области трещины [1-3], позволяющей объединить при анализе развития-восстановления трещины подходы механики, физики и химии [4, 5]. Ниже приведены результаты, полученные при использовании этой модели для анализа восстановления нарушенных адгезионных связей.

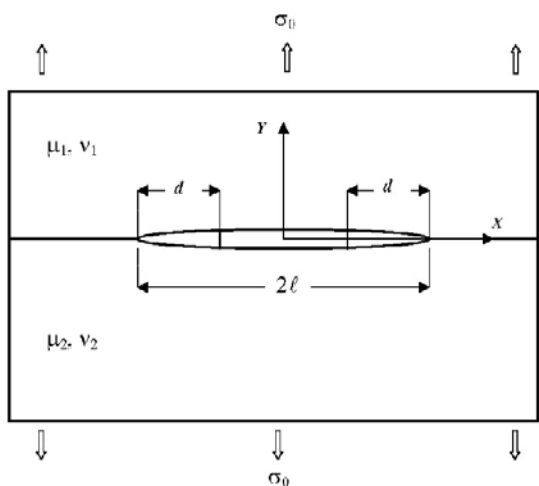


Рис. 1. Трещина на границе соединения материалов

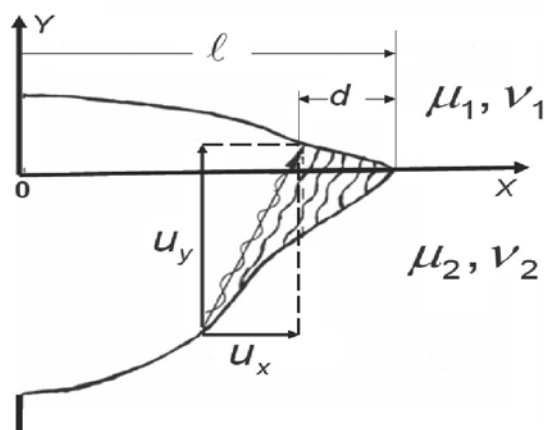


Рис. 2. Связи между поверхностями трещины в концевой области

Рассматривается прямолинейная трещина на границе соединения различных материалов под действием растягивающего напряжения σ_0 , см. рис. 1. В начальный момент времени (когда поверхности трещины свободны от связей) в трещине активизиру-

ется процесс восстановления адгезионных связей между поверхностями трещины, см. рис. 2, где d – размер зоны восстановленных адгезионных связей между берегами трещины, $u_{x,y}$ – компоненты раскрытия трещины на краю концевой области. Вычисления выполнены для состояния плоской деформации, упругие постоянные материалов $E_1 = 135 \text{ ГПа}$; $E_2 = 25 \text{ ГПа}$ (медь – эпоксидный полимер) и связей $E_b = E_2$ (модуль упругости связей), $\nu_1 = 0.35, \nu_2 = 0.3$. Полагается, что соединение материалов выполнено с помощью адгезива, обладающего свойством самовосстановления. Цель вычислений – анализ зависимости эффективности процесса самовосстановления (мера эффективности – величина модуля коэффициента интенсивности напряжений (КИН) в вершине трещины) при возрастании жесткости связей.

Процесс восстановления связей между берегами трещины исследован при следующих допущениях:

- 1) в начальный момент времени в трещину на границе соединения материалов попадает «залечивающая» жидкость – полимер;
- 2) количество полимера достаточно, чтобы заполнить трещину ($d = \ell$);
- 3) в трещине начинается процесс полимеризации, приводящий к образованию связей между поверхностями трещины;
- 4) плотность связей между поверхностями трещины $n_h(x,t)$ является возрастающей функцией времени (n_0 – плотность связей исходного материала, $\tau_h(x)$ – время восстановления связи в точке концевой области трещины с координатой x)

$$n_h(x,t) = n_0 \left(1 - e^{-\frac{t}{\tau_h(x)}} \right);$$

- 5) возрастание плотности связей между поверхностями трещины сопровождается увеличением жёсткости связей.

Методом сингулярных интегро-дифференциальных уравнений [1-2] определялись напряжения в связях, образующихся в трещине, и получены зависимости эффективности процесса самовосстановления при изменении энергии активации процесса. Расчёт заканчивался при увеличении плотности связей между берегами трещины до величины $(0.8-0.9)n_0$.

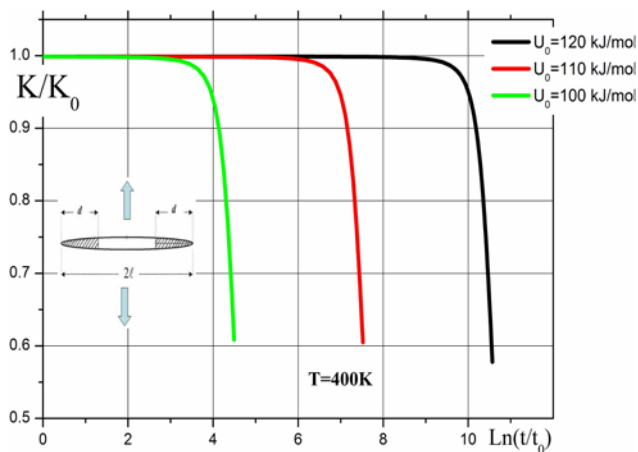


Рис. 3. Зависимость модуля КИН от времени при различных значениях энергии активации формирования связей, $t_0 = 1 \text{ с}$, $K_0 = \sigma_0 \sqrt{\pi \ell}$

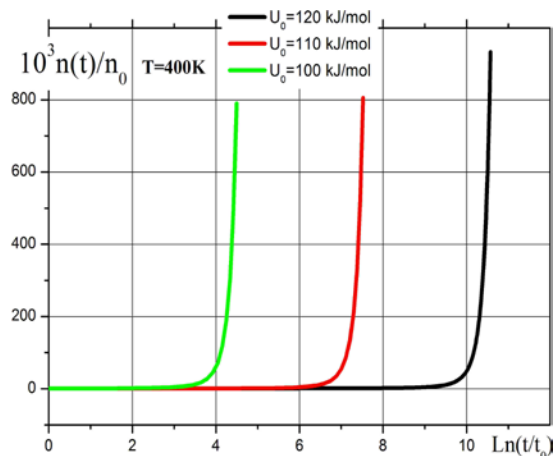


Рис. 4. Изменение плотности связей во времени при различных значениях энергии активации

На рис. 3 приведены зависимости модуля КИН от времени при различных значениях энергии активации формирования связей. Значительное укрепление связей (спад КИН) наблюдается на последних шагах по времени. Уменьшение энергии активации на 10% приводит к сокращению времени восстановления связей примерно в 10 раз. Соответствующее изменение плотности связей во времени приведено на рис 4, где видно интенсивное нарастание плотности связей на заключительном этапе расчёта. Увеличение плотности связей между поверхностями трещины приводит к возрастанию жёсткости связей, а также к увеличению напряжений в связях и к уменьшению раскрытия трещины. Напряжения в связях вдоль трещины для нескольких шагов по времени вблизи момента окончания расчёта (окончание расчёта – шаг 72) при энергии активации восстановления связей равной 100 кДж/моль приведены на рис. 5. Возрастание напряжений в связях сопровождается соответствующим уменьшением раскрытия трещины, см. рис.6.

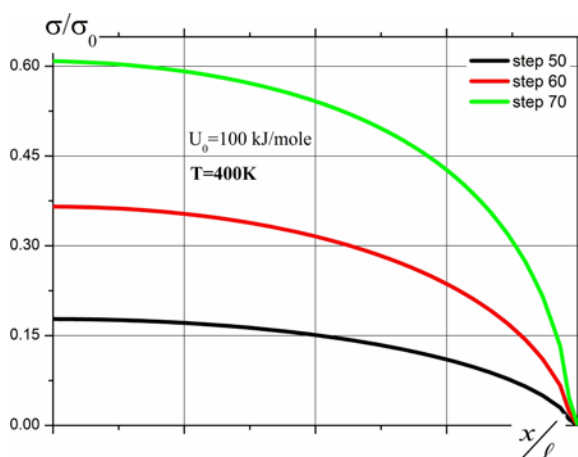


Рис. 5. Напряжения в связях вдоль трещины для нескольких шагов по времени вблизи момента окончания расчёта, энергия активации – 100 кДж/моль.

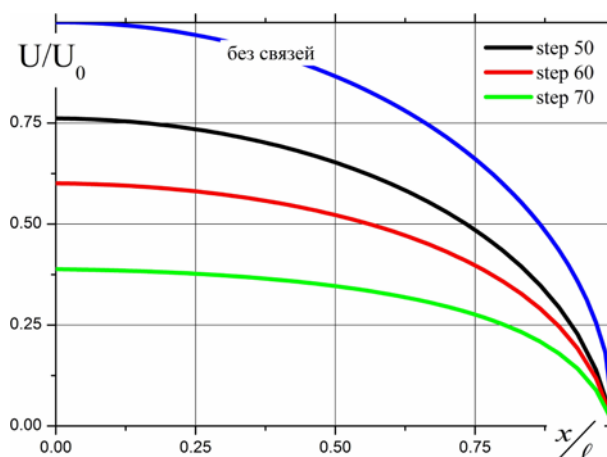


Рис. 6. Безразмерное раскрытие трещины для нескольких шагов по времени, энергия активации – 100 кДж/моль, U_0 – раскрытие трещины без связей.

Предложенная модель позволяет выполнять совместное исследование физических процессов формирования, роста и самовосстановления дефектов и трещин в рамках подхода, основанного на объединении кинетической термофлуктуационной теории разрушения и модели концевой области трещины.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, проект №17-08-01312.

Список литературы

1. Гольдштейн Р.В. Перельмутер М.Н. Трещина на границе соединения материалов со связями между берегами Изв, РАН МТТ, 2001, №1, С. 94-112.
2. Гольдштейн Р.В. Перельмутер М.Н. О кинетике формирования и роста трещин на границе соединения материалов, Изв, РАН МТТ, № 4, 2012, С. 32-49.
3. Perelmuter M. Kinetics of interfacial crack bridged zone degradation. Journal of Physics: Conference Series, vol. 451, P.1-8.
4. M. Perelmuter Bridged crack approach to model materials self-healing// Proceedings of Fourth International Conference on self-healing materials (ICSHM2013), Belgium, Ghent, 16-20 June, 2013, De Belie, N.; van der Zwaag, S.; Gruyaert, E.; Van Tittelboom, K.; Debbaut, B. (Ed.) P. 138-141.
5. M. Perelmuter, Application of the bridged crack model for evaluation of materials repairing and self-healing. Journal of Physics: Conference Series, Volume 937, P. 1-7.

МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА АМГ6 ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ ДИНАМИЧЕСКОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б.

"Институт механики сплошных сред Уральского отделения Российской академии наук" - филиал Федерального государственного бюджетного учреждения науки Пермского федерального исследовательского центра Уральского отделения Российской академии наук, Пермь, Россия
oborin@icmm.ru

В работе проведено исследование кинетики роста усталостных трещин в сплаве алюминия и магния АМг6 в режиме гигациклового усталости при предварительном динамическом деформировании. Актуальность постановки определяется важными приложениями – оценкой ресурса материалов и элементов конструкций авиационных газотурбинных двигателей в условиях полетного цикла при случайных динамических воздействиях.

Предварительное нагружение образцов из сплава алюминия и магния АМг6 осуществлялось динамическим растяжением на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского при скоростях деформации до $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$, после чего образцы подвергались циклической нагрузке при комнатной температуре с последующим изучением фрактографии изломов.

Усталостное нагружение проводилось на испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 при уровнях напряжений 105–162 Мпа. Ультразвуковая испытательная машина позволяет испытывать материалы на базе 10^9 – 10^{10} циклов с амплитудой от 1-го и до нескольких десятков микрон с частотой 20 кГц, что сокращает время испытания до нескольких дней в отличие от классических усталостных установок, на которых такое число циклов достигается за годы испытаний.

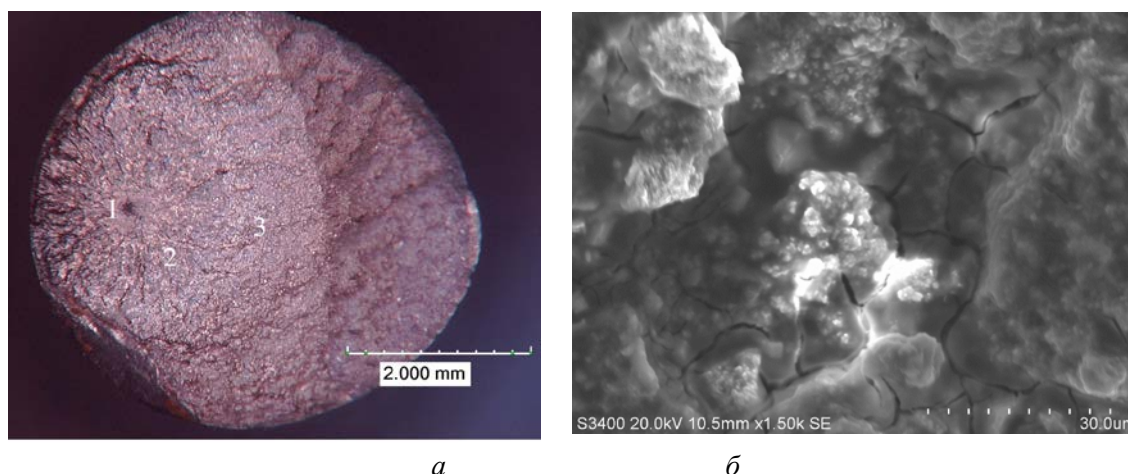


Рис. 1. *а* – Характерный рельеф поверхности зоны усталостного разлома, *б* – увеличенный фрагмент зоны «fish-eye»

При нагружении предварительно динамически нагруженных образцов за число циклов, соответствующих многоциклового усталости (10^6 – 10^7), трещина росла с поверхности образца. При разрушении на базе 10^8 циклов и более трещина образовывалась внутри образца, и на поверхности разрушения наблюдалась характерная для такого режима усталости область излома – «рыбий глаз» («fish-eye»), в центре которой

находится очаг разрушения, окруженный областью с фрагментированной (субмикроструктурной) структурой (светлая область 1), рис. 1а.

Поверхностный рельеф разрушенных образцов регистрировался с помощью интерферометра-профилометра высокого разрешения New-View 5010 (при увеличениях от x400 до x1300).

Для анализа обработки данных поверхностного рельефа разрушенных образцов использовалась методология на основе метода Мультифрактального анализа флуктуаций с исключенным наклоном (MF-DFA) [1-2].

На первом шаге алгоритма вычисляется кумулятивная сумма от исходной функции

$$u(j) = \sum_{i=1}^j (x(i) - \bar{x}) \quad (1)$$

где \bar{x} – среднее значение.

Далее массив значений $u(j)$ разбивается на $N_s = N/s$ интервалов длиной s каждый, которые обозначим как $u_v(k) = u(l+k)$, где $1 \leq k \leq s$, $l = (v-1)s$, $1 \leq v \leq N_s$. Для всех интервалов вычисляется локальный наклон (линейный тренд $y_v(k) = ak + b$) и определяются средне-квадратичные отклонения

$$F^2(v, s) = \frac{1}{s} \sum_{k=1}^s (u_v(k) - y_v(k))^2, \quad (2)$$

которые, в свою очередь усредняются по всем интервалам

$$[F(s)]^2 = \frac{1}{N_s} \sum_{v=1}^{N_s} F^2(v, s). \quad (3)$$

Для определения мультифрактального спектра строятся аналогичные (4) структурные функции для различных значений q

$$Z(q, s) = \begin{cases} \left\{ \frac{1}{N_s} \sum_{v=1}^{N_s} [F^2(v, s)]^{q/2} \right\}^{1/q}, & q \neq 0 \\ \text{Exp} \left\{ \frac{1}{2N_s} \sum_{v=1}^{N_s} \text{Ln} [F^2(v, s)] \right\}, & q = 0 \end{cases}. \quad (5)$$

В выражении (5) q является степенью, отражающей влияние вклада крупномасштабных флуктуаций, при $q > 0$, и мелкомасштабных флуктуаций, при $q < 0$. По полученным структурным функциям $Z(q, s)$, где s играет роль масштаба, в диапазоне масштабов $s_{min} \leq s \leq s_{max}$, на котором справедлива степенная зависимость $Z(q, s) \propto s^{h(q)}$, строятся обобщенные показатели Гельдера $h(q)$.

На заключительном шаге алгоритма с использованием преобразования Лежандра определяется мультифрактальный спектр $f(\alpha)$

$$\begin{cases} \alpha = h(q) + q \partial h(q) / \partial q - 1, \\ f(\alpha) = q^2 \partial h(q) / \partial q + 1 \end{cases}. \quad (6)$$

Ширина спектра $|\alpha(q = -\infty) - \alpha(q = +\infty)|$ определяет степень мультифрактальности, а характерные значения функции спектра сингулярностей $f(\alpha)$ и ее производной при различных положительных значениях $q = 0, 1, 2$ и т.д. характеризуют фрактальные размерности.

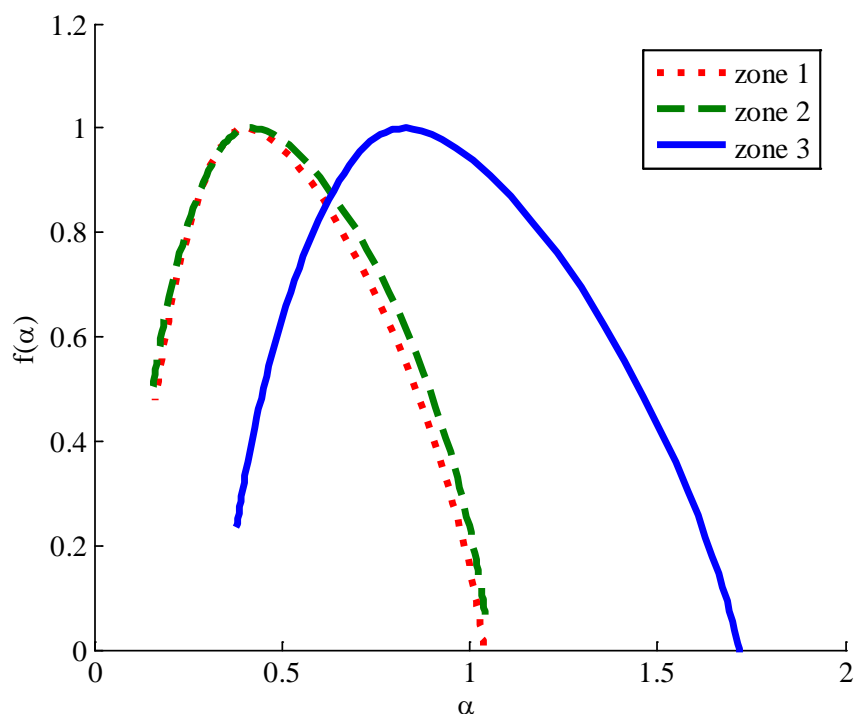


Рис. 2. Характерные значения функции спектра сингулярностей – $f(\alpha)$: зона зарождения трещины (зона 1), зона роста (зона2), зона вблизи долома (зона 3)

Заключение

Обнаружено снижение на 15-25% предела усталости предварительно нагруженного сплава АМг6 с уровня напряжения 162 МПа в исходном (недеформированном) состоянии до уровня напряжений 121-138 МПа, соответствующего критическому количеству циклов $\sim 7,5 \cdot 10^8$. Установлено, что переход от стадии формирования области локализованного деформирования «fish-eye» происходит за счет формирования очагов разрушения и сопровождается качественной сменой нелинейной динамики системы – переход от монофрактальной к мультифрактальной динамике, что характеризуется расширением мультифрактального спектра $f(\alpha)$ на завершающей стадии роста трещины, приводящей к макро разрушению (зоны 3).

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 18-08-01186_a, 16-48-590534p_a, 16-41-590892, 17-08-00905, [17-41-590149](#)).

Список литературы

1. Kantelhardt J.W. et al., Multifractal Detrended Fluctuation Analysis // Physica A. – 2002. – Vol. 316. – P. 87-114
2. Oborin V., Bayandin Y., Sokovikov M., Naimark O. Multifractal analysis of morphology of almg6 alloy fracture surface under consecutive dynamic and gigacycle loading // AIP Conference Proceedings. – 2017. – V.1909. – P. 020154-1–020154-4.

СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ И ИНТЕНСИВНАЯ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ. ОБЩНОСТЬ И РАЗЛИЧИЕ

^{1,2}Савенков Г.Г., ²Кузнецов А.В., ³Барахтин Б.К.

¹ Санкт-Петербургский государственный технологический институт (технический университет), Санкт-Петербург, Россия

² Машиностроительный завод «Армалит», Санкт-Петербург, Россия

³ ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия

sav-georgij@yandex.ru

За последние два десятка лет в связи с развитием технологических способов создания объёмных конструкционных наноструктурированных материалов внимание ряда исследователей сосредоточено на изучении и выявлении особенностей физических процессов в условиях сверхвысоких деформаций [1, 2]. В зависимости от условий нагружения и научной позиции исследователя такие деформации именуется: «высокие», «большие», «интенсивные», «мегапластические». Интерес вызывает и проблема сверхпластичности металлов и сплавов, связанная с созданием новых методов обработки материалов [3].

Первый вид деформации обусловлен тем, что материал принудительно подвергается интенсивному пластическому деформированию (ИПД) различными методами и в определённых условиях. Напряжения в процессе деформирования имеют большую гидростатическую компоненту, препятствующую разрушению.

Сверхпластическая деформация (СПД) связана со способностью материала при определённых условиях выдерживать сверхвысокие деформации. В обоих случаях условная граница находится при значениях относительной деформации $\varepsilon \geq 100\%$.

Существует особый режим, который является как наиболее интересным, так и наименее изученным и понятным. Этот режим связан с высокими скоростями деформаций, при котором, казалось бы, свойство сверхпластичности не должно было проявляться вовсе. В большинстве работ малая скорость деформирования материала (порядка $\dot{\varepsilon} \approx 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ и меньше), считается определяющим фактором СПД.

Режимы и модель сверхпластической деформации при скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 10^4 - 10^6 \text{ с}^{-1}$ (основой служили эксперименты с растяжением кумулятивных струй). Возникает вопрос: есть ли сходство и в чём оно заключается в этих двух видах высокоскоростных деформаций? Ответ на этот вопрос возможен только при наличии экспериментов на одном и том же материале при одной и той же скорости деформации. Провести такие опыты достаточно сложно. Но существует область физики взрыва, которая позволяет поставить такие эксперименты – физика кумуляции, в которой рассматриваются процессы формирования и растяжения кумулятивных струй (КС) при их проникании в преграду.

В случае формирования и удлинения КС мы имеем дело с проявлением сверхпластической деформации, в случае проникания – с интенсивными деформациями, которые могут достигать от 100 до 1000% [4].

Настоящая работа попытке ответа на поставленный вопрос.

Объекты и методики проведения исследований

В работе изучены структуры двух образцов из стали марки Ст.3 с одинаковым исходным размером зерна $\sim 35 \text{ мкм}$. Образец № 1 представлял собой уловленный хвостовой элемент кумулятивной плоской струи (так называемый «пест» с элементами струи), являющейся частью КС, образующейся при схлопывании в процессе взрыва стального уголка из Ст.3. В этом случае достигаемые значения предельной деформации состав-

ляют $\varepsilon_i \approx 300 - 400\%$. Поскольку рассматривается плоская кумулятивная струя, то скорость деформации в этом случае приблизительно находится в диапазоне $\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^3 - 5 \cdot 10^4 \text{ с}^{-1}$. Образец № 2 со структурой после интенсивной пластической деформации являлся мишенью (преградой) в виде диска толщиной 10 мм, пробитой насквозь плоской кумулятивной струей. Начальная скорость удара струи $V_0 \sim 3,5 \text{ км/с}$.

Структурное состояние металлов оценивалось с помощью световых микроскопов «Аффри» и «Аксиоверт». Плоскости аналитических сечений выбраны так, чтобы одновременно быть параллельными направлению действию нагрузки и перпендикулярными плоскости сечения кумулятивного ножа.

Обработка изображений структур выполнялась методами цифровой металлографии с применением программных пакетов «Эксперт Про» и «Фрактал» [5]. Из статистического набора МФП в настоящей работе использованы два: пространственная размерность объекта D_{of} и скрытая упорядоченность δ .

Результаты металлографических исследований и их обсуждение

Последовательность изменения структурных изменений, начиная с концевых фрагментов песта и струи, приведена на рис. 1. Так на рис. 1а представлена структура элемента песта, который находится наиболее близко к хвосту струи. Видно, что фрагмент песта практически насквозь рассечён протяжёнными (до 0,5 мм) полосами Людерса шириной $\sim 80 \text{ мкм}$. Часть тела песта, удалённой от хвоста, состоит из динамически полигонизованных зёрен. Размер зёрен уменьшился по отношению к исходному размеру, а их форма в среднем стала равноосной.

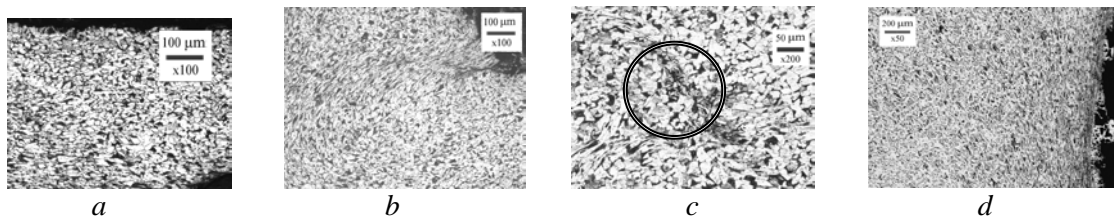


Рис. 1. Фрагменты песта и струи с полосами Людерса (*a*), вихревого типа (*b, c*) (в кольце показано образование зародыша трещины) и структура мишени (*d*)

Для исследования мишени был выбран участок на расстоянии $\sim 1/3$ высоты от фронтальной поверхности, где гарантированно начинается стационарный этап проникания [6]. Структура данного участка преграды представлена на рис. 1 *d*.

Мультифрактальный анализ структур в струе показал следующее:

- по параметру δ структурные изменения реализуются в следующей последовательности: 0,09 (протяженные ПАС) (рис.1а) \rightarrow 0,048 (локализованное течение) \rightarrow 0,036 (локализованные вихри) \rightarrow 0,025 (динамическая полигонизация \rightarrow начало структурного фазового перехода);

- по параметру D_{of} прослеживается следующая картина. В хвостовой части песта в зонах пластического течения зерна деформированы и неравноосны с соотношением осей более 1:10. Этот факт достаточно примечателен. При структурной СПД зёрна в процессе деформации не повторяют деформацию образца в целом, их вытянутость в направлении растяжения ничтожна по сравнению с удлинением образца [7]. Данное обстоятельство и обуславливает решающий вклад в структурную СПД фазу зернограничного скольжения путём вовлечения в единый процесс макроскопически протяжённой системы сопряжённых границ, где и происходит согласованный сдвиг.

Приведенная последовательность изменения параметров δ и D_{of} не противоречит результатам исследований структуры металлов в условиях горячей деформации со скоростями до 10^5 с^{-1} [5, 8, 9]. Такая последовательность даёт основание полагать, что в процессе формирования и растяжения кумулятивного ножа вначале локальные, а затем

«усреднённые» по всему объёму плоской кумулятивной струи акты пластической деформации приводят к измельченным зёрнам динамически полигонизованного состояния как результат структурно-фазового перехода.

Мультифрактальный анализ участка изображения структуры мишени, выбранного в зоне структур релаксации и ДСНС, показал, что бинарная картина характеризуется фрактальной размерностью $D_{of} = 1,997$ и параметром скрытой упорядоченности $\delta = 0,0256$. Как уже говорилось выше величина размерности ($D_{of} \rightarrow 2$) указывает на сильнейшее (гораздо выше, чем в случае сверхпластического поведения плоской кумулятивной струи) измельчение путём фрагментирования структурных объектов, а малая величина параметра скрытой упорядоченности ($\delta \rightarrow 0$) на вероятность структурно-фазового перехода. Полученное значение D_{of} характеризует измельчение структуры, близкое к «предельному» (фрагментированному) как накануне стадии зарождения микротрещин. Однако, несплошности (поры и микротрещины) не обнаружены, что свидетельствует о структурных преобразованиях в пределах двух (микро- ÷ мезо- или мезо- ÷ макро-) структурных уровнях. Полученные результаты согласуются с теоретическими моделями динамического деформирования, где в континуальном описании пространственно-временной эволюции параметров упругопластической деформируемой среды используются динамические переменные микро- мезо- [10] или мезо-макроструктурных уровней [11].

Ответ на поставленный вопрос, что общего и в чем отличия в высокоскоростной СПД и ИПД, заключается в следующем.

Общим является кристаллическая среда, в которой реализуются рассмотренные процессы. В структурных изменениях участвуют и активно взаимодействуют ансамбли полимасштабных объектов, которые при этом находятся в неравновесных условиях. По мере измельчения реакционных объемов и, соответственно, концентрации энергии, и достижения «предплавильных» температур оценочные (мультифрактальные) параметры указывают на рост вероятности хаотического (аморфизованного) состояния.

Отличием представляется способ описания достижения предельного состояния. В случае СПД структурно-фазовый переход допустимо рассматривать в гидродинамическом приближении, полагая изменение реологических характеристик материала. В случае ИПД структурный переход следует рассматривать с позиций сплошного или дискретного континуума как явление с изменением локальной симметрии и порядка в деформируемой среде.

Список литературы

1. Павлов В.А. // ФММ. 1989. Т. 67. № 5. С. 924 – 943.
2. Лякишев Н.П., Алымов М.И. Получение и физико-механические свойства объемных нанокристаллических материалов. М.: ЭЛИЗ, 2007.
3. Сафиуллин Р.В. // Письма о материалах. 2012. Т.2. С. 32 – 35.
4. Барахтин Б.К., Савенков Г.Г. // Вопросы материаловедения. 2001. № 4 (28). С. 5 – 9.
5. Савенков Г.Г., Барахтин Б.К., Рудомёткин К.А. // ЖТФ. 2015. Т.85. Вып. 1. С. 98 – 103.
6. Барахтин Б.К., Прус А.А., Савенков Г.Г. // ПМТФ 1989. № 5. С. 155 – 158.
7. Жиляев А.П., Пшеничнюк А.И. Сверхпластичность и границы зёрен в ультрамелкозернистых материалах. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2008.
8. Барахтин Б.К., Савенков Г.Г. // Вопросы материаловедения. 2002. № 1. С. 247 – 254.
9. Барахтин Б.К., Савенков Г.Г. // Вопросы материаловедения. 2010. № 4. С. 60 – 65.
10. Мещеряков Ю.И., Савенков Г.Г. // ПМТФ. 1992. № 4. С. 141 – 145.
11. Савенков Г.Г., Хантулева Т.А. // ЖТФ. 2014. Т.84. Вып. 1. С. 38 – 43.

ВИНТОВАЯ ЭКСТРУЗИЯ, КАК МЕТОД ФОРМИРОВАНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА БАЗЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР

Варюхин¹ В.Н., Прокофьева¹ О.В., Бейгельзимер² Я.Е., Бокучава³ Г.Д.

¹ Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, г. Донецк, Украина

² Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, г. Киев, Украина

³ Объединенный институт ядерных исследований, г. Дубна, Россия
director@donfti.ru, prokofok@mail.ru, yanbeygel@gmail.com,
gizo@nf.jinr.ru

Процесс винтовой экструзии (ВЭ) [1], предложенный в 1999г. в Донецком физико-техническом институте им. А.А. Галкина к настоящему времени завоевал прочные позиции среди основных методов интенсивной пластической деформации. Главная особенность процесса – простой сдвиг под давлением в тонких слоях объёмной заготовки (рис.1), благодаря которому ВЭ приобретает ряд возможностей по формированию перспективных металлических материалов: получение материалов с субмикроструктурной (СМК) структурой, прочностные характеристики которых в 1,5-3 раза превышают эти показатели для крупнокристаллических (КК) аналогов; повышение пластичности и прочности вторичных алюминиевых сплавов, что открывает возможность по их рециклированию; консолидация порошковых и пористых материалов до беспористого состояния, что обеспечивает им повышенные эксплуатационные характеристики; формирование гибридных и архитектурных металлических материалов, комбинирующих в своём составе СМК и КК области. Последнее направление, будучи сравнительно новым, заслуживают особого внимания, поскольку позволяет получать высокопрочные устойчивые при растяжении материалы [2].

Однородные СМК металлы при всех своих достоинствах характеризуются слабой устойчивостью к перегрузкам при растяжении, что снижает их конкурентоспособность.

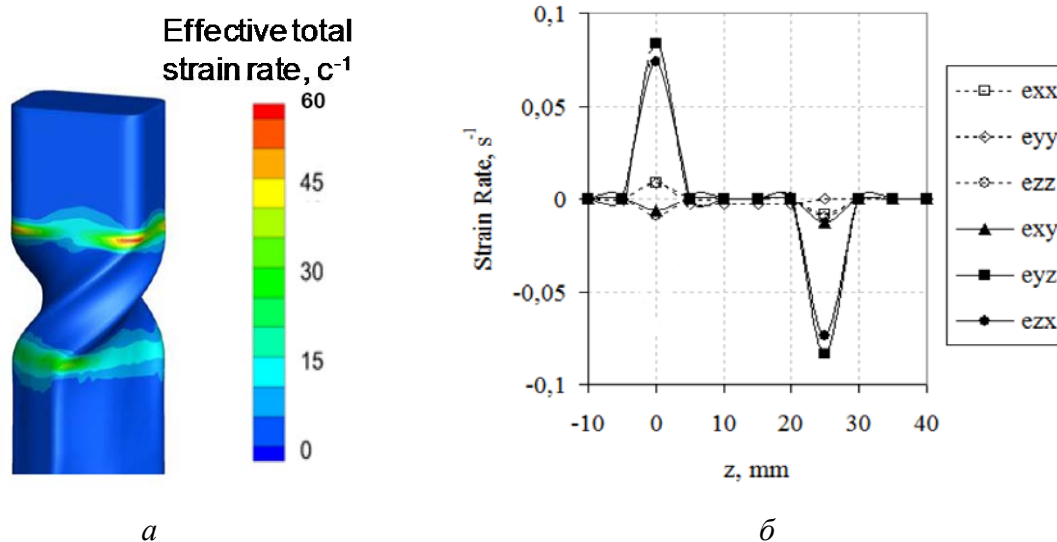


Рис. 1. Скорость деформации при ВЭ (расчёт в пакете DEFORM 3D): а – в объёме деформируемой заготовки, б – изменение компонент её тензора вдоль винтового канала матрицы

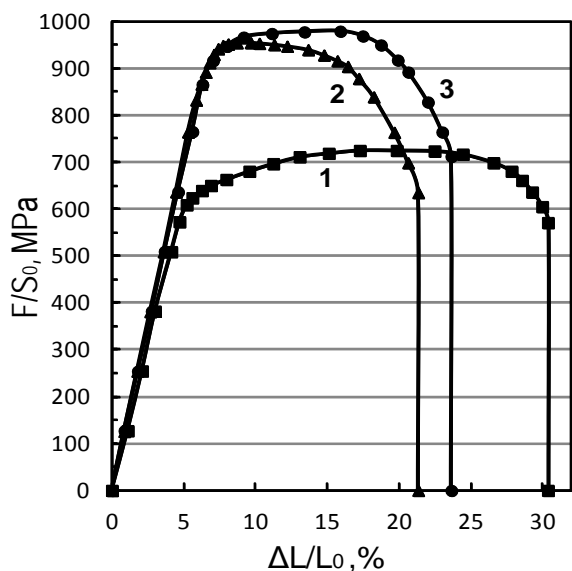


Рис. 2. Данные испытания на растяжение титана марки Grade4, прошедшего обработку в 5 проходов ВЭ. 1 – исходный КК материал, 2 – однородный СМК, 3 – комбинация СМК и КК составляющих структуры [2]

нами установлены необходимые для этого условия деформационной обработки ВЭ, наиболее существенные из которых – геометрические параметры винтовых матриц.

Математическое моделирование процесса базируется на совместном применении метода конечных элементов и континуальной феноменологической RVA-модели, описывающей взаимосвязанные процессы фрагментации и разрушения материалов при больших пластических деформациях [7]. Результаты моделирования иллюстрирует рис. 3.

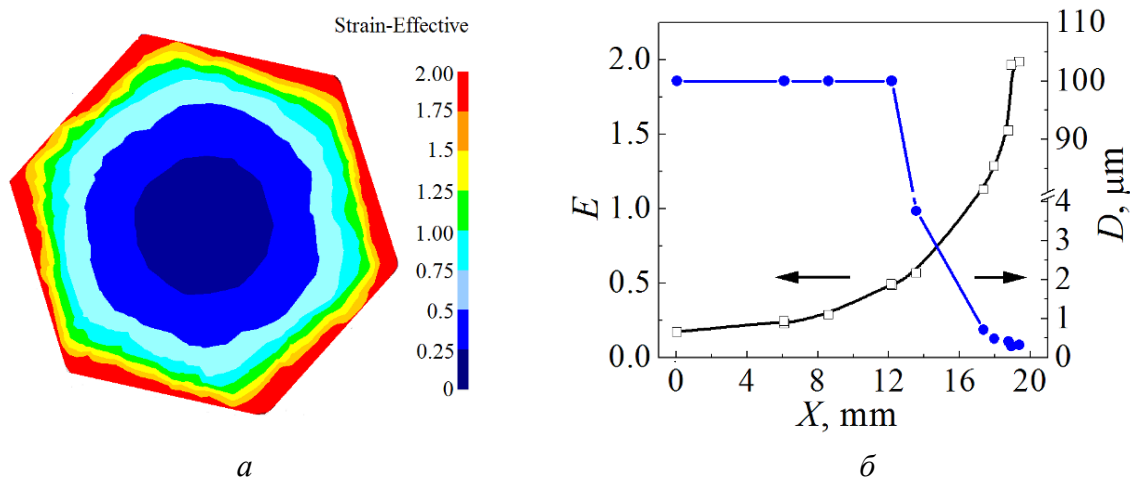


Рис. 3. Характеристика материала в поперечном сечении заготовки после 1 прохода ВЭ: а – распределение деформации Мизеса по сечению, б – изменение накопленной деформации E и размера зерна D вдоль радиуса заготовки

Объединение СМК и КК составляющих структуры в одну конструкцию позволит получать материалы, в которых СМК фаза обеспечивает высокий предел текучести, а КК фаза – большие значения его равномерного удлинения (рис.2). К настоящему моменту предложен ряд таких материалов, для которых изучены механические свойства и показано их преимущество в плане повышения равномерного удлинения при растяжении. В частности, это материалы с бимодальной структурой [3], гармонические материалы (КК включения в СМК матрице), материалы типа «искусственных кристаллов» (СМК пластины с КК тонкими слоями).

В представленном докладе, экспериментально и теоретически показана возможность создания с помощью процесса ВЭ заготовок с СМК оболочкой и КК сердечником. В работе [6]

Моделированием показано, что положение границы СМК–КК можно изменять для одной и той же формы сечения заготовки, варьируя угол ската винтового канала матрицы. С его увеличением СМК–КК-граница сдвигается к оси заготовки, и соответственно доля КК-сердечника в объеме уменьшается вплоть до полного исчезновения, соответствующего углам ската $\sim 55^\circ\text{--}60^\circ$.

Экспериментальную проверку модельных расчетов проводили на заготовках из медного сплава М1, обработанных различным количеством проходов ВЭ. Распределение прочностных свойств в сечении заготовки (рис. 4) а также исследования методами нейтронографии, в частности, нейтронной стресс-дифрактометрией (рис. 5) и EBSD-анализа подтвердили наличие сформированной в материале внутренней архитектуры и показали качественное соответствие теоретическому прогнозу [8].

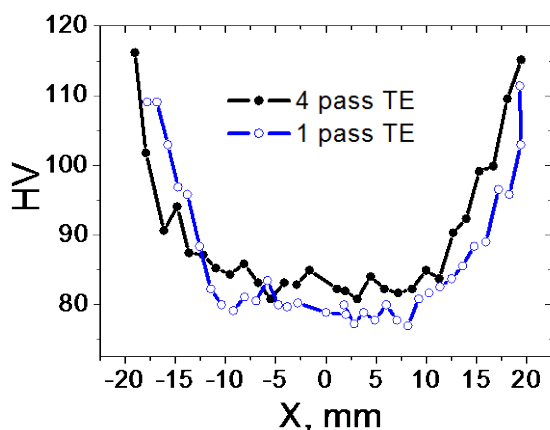


Рис.4. Изменение твёрдости по Виккерсу вдоль диаметра деформированной ВЭ заготовки

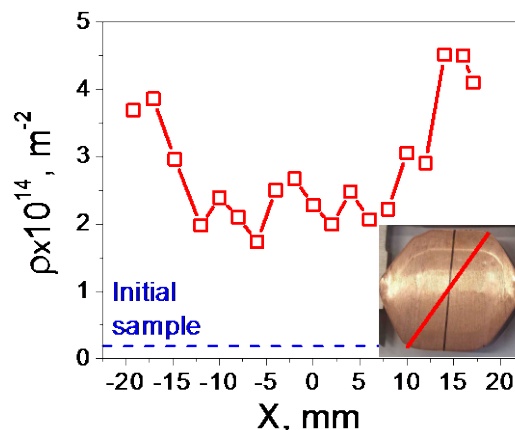


Рис.5. Изменение плотности дислокаций вдоль диаметра деформированной ВЭ заготовки

Список литературы

1. Beygelzimer Y., Varyukhin V., Kulagin R., Orlov D. 'Twist Extrusion' in Severe Plastic Deformation Technology, pp. 202-234, Whittles Publ., Dunbeath, Scotland, 2017.
2. WO2015/156750 A1 Method for producing metal semi-finished products / Beygelzimer Y.Y., Prokof'eva O.V., Gusar Y.V., Prylepo D.V., Varyukhin V.M. межд. публ. 15.10.2015.
3. Wang Y.M., Ma E., Three Strategies to Achieve Uniform Tensile Deformation in a Nanostructured Metal // Acta Mater. 52, (2004), P. 1699-1709.
4. Zhe Zhang, Sanjay Kumar Vajpai, Dmitry Orlov, Kei Ameyama, Improvement of mechanical properties in SUS304L steel through the control of bimodal microstructure characteristics // Mater. Sci. & Eng. A 598 (2014), P.106–113.
5. Beygelzimer Y., Estrin Y., Kulagin R., Synthesis of Hybrid Materials by Severe Plastic Deformation: A New Paradigm of SPD Processing // Adv.Eng. Mater. V. 17, Iss.12 (2015), P.1853–1861.
6. Прокофьева О.В., Бейгельзимер Я.Е., Кулагин Р.Ю., Эстрин Ю.З., Варюхин В.Н. Получение субмикроструктурных композитов с большим равномерным удлинением методом винтовой экструзии: математическое моделирование процесса // Металлы, №2 (2017), С.76-81.
7. Y. Beygelzimer. Grain refinement versus voids accumulation during severe plastic deformations of polycrystals: mathematical simulation // Mechanics of Materials, V.37.- 2005.-P.753–767.
8. Прокофьева О.В., Прилепо Д.В., Бокучава Г.Д., Исламов А.Х., Сапронов А.Н., Дорошкевич А.С. Формирование в металлах внутренней архитектуры с субмикро- и крупнокристаллическими компонентами методом винтовой экструзии // Физика и техника высоких давлений, Т.28, №1 (2018), С. 13-22.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н.

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, г. Донецк,
bilniknik52@gmail.com*

Азотирование является наиболее эффективным методом химико-термической обработки (ХТО) и поверхностного упрочнения металлов и сплавов, особенно, экономно-легированных сталей (ЭЛС), где дорогостоящий никель может частично заменяться азотом (до 2% Ni). Такая ХТО способна повысить микротвердость, контактную выносливость, сопротивление изнашиванию, коррозионную стойкость и расширить возможности функционального применения ЭЛС. Несмотря на широкое применение процессов азотирования остаются нерешенными вопросы, связанные с определением механизмов поверхностного структурообразования и формирования диффузионного слоя в ЭЛС. Именно особенности структуры при объемном азотировании ЭЛС и структуры при азотировании поверхностного слоя определяют выбор стали, объемную концентрацию азота и непосредственно технологию азотирования. Поэтому прогнозирование эксплуатационных свойств ЭЛС после азотирования на основе моделирования процессов формирования поверхностных структур остается актуальной задачей. Моделирование физических процессов азотирования ЭЛС использовалось для отработки выбранной технологии азотирования. Применение модельных представлений и математических методов при варьировании температурно-временных и газотранспортных режимов дает возможность достаточно быстро получать информацию о скорости протекания диффузионных процессов, о формировании поверхностных структур, о кинетике нитридных выделений, а также о физико-механических свойствах упрочненного слоя ЭЛС.

Моделирование процессов азотирования ЭЛС использовали при решении многих технологических задач, связанных: 1) с контролем и управлением режимами насыщения диффузионных слоев; 2) с прогнозированием поверхностной структуры и ее физико-механических параметров; 3) с интенсификацией метода ХТО; 4) с возможностью усовершенствования традиционных и разработки новых методов и режимов ХТО. При этом учет временных и финансовых затрат делает математическое моделирование наиболее перспективным методом.

Проведено математическое моделирование процесса ХТО (в условиях пиролиза карбамида и диссоциации аммиака) на примере стали типа X18AG10H16 (объемная концентрация азота $C_N = 0.06, 0.3, 0.5\%N$). В качестве входных переменных параметров выбраны температура азотирования (x_T) и длительность ХТО (x_t), при постоянном значении C_N . В качестве выходных переменных – глубина азотированного слоя (y_T) и микротвердость (y) после ХТО. Показано, что зависимость y_T от значений x_T и C_N , а также x стали типа X18AG10H16 ($C_N = 0.3\%N$) описывается полиномом первой степени. Зависимость микротвердости от температуры, объемной концентрации азота и длительности ХТО включает, помимо линейных членов от объемной концентрации азота, эффект совместного влияния входных переменных и квадратичное влияние длительности ХТО. Полученное математическое описание процесса ХТО позволяет прогнозировать вероятную глубину азотированного слоя и микротвердость в зависимости от изменений температуры, объемной концентрации азота и длительности ХТО стали типа X18AG10H16 ($C_N = 0.06, 0.3, 0.5\%N$).

ОСОБЕННОСТИ НАРУШЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПРИ МПД В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Белоусов Н.Н.¹, Варюхин В.Н.¹, Вьюненко Ю.Н.²,
Черняева Е.В.³

¹ Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина, г. Донецк,
bilniknik52@gmail.com

² ООО "Оптимикст ЛТД", Санкт-Петербург, Россия,
6840817@mail.ru

³ Санкт-Петербургский государственный университет,
г. Санкт-Петербург, Россия,
[lena@smel.math.spbu.ru](mailto:lana@smel.math.spbu.ru)

Актуальность. В настоящее время интенсивно развивается новое научное направление, связанное с изучением влияния мегапластических деформаций на особенности инициирования структурно-фазовых изменений в различных материалах, особенно в метастабильных сплавах. Наиболее актуальным является изучение деформационных условий нарушения структурно-фазовой стабильности экономно-легированных сплавов, в первую очередь, высокоазотистых сталей (ВАС). Нами было показано, что мегапластическая деформация (МПД) ВАС и Армко-Fe при сжатии (без кручения) в алмазных наковальнях Бриджмена ($P \geq 15 \div 30$ ГПа) инициирует различные мартенситные превращения: $\gamma \rightarrow \alpha$, $\gamma \rightarrow \epsilon$, $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ и др. Нами было обнаружено, что при МПД (в условиях сверхвысокого давления) возможны не только прямые, но и обратные (частично обратимые) мартенситные превращения. Кроме этого, показано, что скорость кручения в наковальнях Бриджмена оказывает существенное влияние на характер и интенсивность фазовых превращений в ВАС.

Цель работы: инициировать в условиях МПД кручением процесс деформационно-скоростной стимуляции структурно-фазовых изменений в высокоазотистых сталях, а также исследовать условия нарушения структурно-фазовой стабильности и характер взаимосвязи между структурно-фазовыми состояниями и физико-механическими свойствами ВАС.

Материалы и методика эксперимента. Для инициирования деформационно-скоростной стимуляции структурно-фазовых изменений в метастабильных сплавах разработана и изготовлена многофункциональная МПД-установка типа наковальни Бриджмена с кручением. Использовались наковальни в виде усечённых конусов из металлокерамического сплава ВК-6 ($P \leq 8$ ГПа). Размеры образцов: $d = 2.2 \div 20$ мм, $h = 0.02 \div 2$ мм.

Процессы МПД (при сжатии и кручении) инициировали в условиях радиальной экструзии при свободном течении между наковальнями. Установка МПД позволяет инициировать и проводить *in situ* исследования структурно-фазовых изменений, в частности: а) записывать кривые деформации сдвига при кручении путем непрерывной регистрации крутящего момента (метод Бриджмена); б) управлять деформационными и скоростными параметрами: $\Delta n / \Delta t = 0.04 \div 4$ об/мин (шаг 0.02 об/мин), $\Delta P / \Delta t = 0.02 \div 10$ ГПа/мин (шаг 0.01 ГПа/мин) в) устанавливалась зависимость угла поворота φ от величины крутящего момента M (в пределах $M = 0.5 \div 150$ Н·м) для различных значений напряжения сжатия; г) изменять (непосредственно в процессе МПД) с заданной периодичностью ($\Delta t_{\min} = 0.5$ с) направление вращения нижней наковальни; д) методом акустической эмиссии контролировать *in situ* процессы сдвиговой МПД. В процессе МПД

одновременно с кривыми деформации регистрировались сигналы акустической эмиссии (АЭ). Для регистрации и преобразования АЭ-сигналов в электрические применяли широкополосные датчики в звуковом и ультразвуковом диапазонах частот. Обработка сигналов проводилась с помощью программ PowerGraph и FrequencyAnalaser

Для исследования физико-механических свойств МПД-образцов, применен усовершенствованный метод динамического микроиндентирования (ДМИ): $\Delta F = \pm 5 \cdot 10^{-4} N$, $\Delta L = \pm 2 \cdot 10^{-4}$ мм, $\Delta L/\Delta t = 10^{-4} \div 1$ мм/мин. Методом ДМИ определяли следующие параметры: коэффициент интенсивности напряжений первого рода K_{IC} , невосстановленную микротвердость H_{μ} , эффективную (поверхностную) энергию разрушения W_p , индекс хрупкости f_c , критерий микрохрупкости γ и др. В процессе ДМИ измеряли параметры АЭ-сигналов: среднеквадратичные значения амплитуды, энергию, медианную частоту и др. Сигналы АЭ инициировали путем внедрения алмазного (индентор Виккерса) и твердосплавного конического индентора в устройствах деформационных машин 2167P-50 и ИМ-4А с записью и обработкой кривых.

Изменение фазового состава исследовали методом рентгеноструктурного фазового анализа (РСА) на диффрактометре ДРОН-3 с использованием $Co K_{\lambda}$ - излучения в геометрии Брегга-Бретано с фокусирующим монохроматором. Расчет объемной доли фаз $V_{\gamma,\alpha}$ проводили в программе PowderCell с учетом текстуры фаз, формирующихся в процессе МПД. Для определения объемного содержания магнитной α' -фазы использовали усовершенствованный ферритометр ФМ-2. Отдельные уточняющие и контрольные измерения проведены с помощью Foerster Magnetoskop 1.069 и Remagraph C-300. Для перевода величин магнитной проницаемости в процентное содержание мартенсита использовали стандартные эталоны с известным содержанием α' -фазы. Электронно-микроскопические исследования проведены на JSM-6490LV и ПЭМ-100К. В качестве основного материала исследований выбрана аустенитная сталь типа X18AG10N16 с различным содержанием азота ($C_N = 0.06, 0.3, 0.5$ и 1.1% N, после закалки).

Основные результаты исследований. Исследованы особенности дефектной структуры аустенитной стали X18AG10N16 с низким содержанием азота ($C_N = 0.06\%$ N) после МПД при различных скоростях кручения. Условия МПД: $P = 8$ ГПа, $n = 1 \div 8$, $\Delta n/\Delta t_1 = 0.2$ об/мин, $\Delta n/\Delta t_2 = 2$ об/мин, истинная логарифмическая деформация $e \approx 2,0 \div 7,0$. Изучено изменение объемной доли ($V_{\alpha'}$) α' -мартенсита от степени деформации кручением. Методами РЭМ и ПЭМ исследованы особенности формирования структурно-фазовых неоднородностей (на мезо- и микромасштабных уровнях), а также характер дефектной структуры и параметры разориентации кристаллической решетки двухфазных МПД-структур. Обнаружены преимущественно аустенитные и мартенситные области и реже двухфазные состояния. Показано, что различия в структурно-фазовом состоянии связаны с локальными изменениями в объемном содержании α' -мартенсита. Методом ПЭМ обнаружено наличие небольшого количества ϵ -мартенсита в виде тонких пластин в структуре α' -мартенсита. Методом РСА не удалось подтвердить наличие ϵ -фазы.

Методом РСА и прямыми измерениями намагниченности и магнитной проницаемости МПД-образцов изучены зависимости объемного содержания α' -мартенсита от степени деформации и скорости кручения. Показано, что при малой скорости кручения ($\Delta n/\Delta t = 0.2$ об/мин) объемное содержание α' -мартенсита монотонно возрастало с увеличением степени деформации и количества оборотов ($e \approx 7$ при $n = 10$) и достигало $V_{\alpha'} \approx 60\%$. Обнаружен МПД-эффект обратного фазового превращения. При увеличении скорости ($\Delta n/\Delta t = 2$ об/мин) содержание мартенсита сначала возрастало

($\Delta V_{\alpha} \approx 0 \div 60 \%$), затем начинало снижаться ($\Delta V_{\alpha} \approx 60 \div 20\%$). Обнаруженный факт снижения объемного содержания мартенсита может свидетельствовать об инициировании (в деформационно-силовых условиях МПД) не только прямых ($\gamma \rightarrow \alpha'$), но и обратных ($\alpha' \rightarrow \gamma$) мартенситных превращений. ПЭМ исследованиями показано, что на начальных стадиях МПД ($e \leq 2$) в аустенитной структуре ВАС развивается интенсивное механическое двойникование (по одной или более системам скольжения). Затем (при $e \geq 2$) происходит формирование микродвойниковых структур, в которых начинают зарождаться и расти кристаллы α' - мартенсита.

Для малой скорости деформации ($\Delta n/\Delta t = 0.2$ об/мин, $P = 8$ МПа, $n = 10$ об) характерно наличие преимущественно ламельной структуры α' -мартенсита, внутри которой часто наблюдались тонкие пластинки деформационного ε -мартенсита. Для высокой скорости кручения ($\Delta n/\Delta t = 2$ об/мин, $P = 8$ МПа, $n = 10$ об) характерно наличие преимущественно фрагментированной аустенитной структуры. Среди различных фрагментов МПД-структур наблюдали значительное количество высокоугловых разориентировок плоскостей (110) азотистого аустенита ВАС. Сделано предположение, что они являются результатом прямых и обратных ($\gamma \rightarrow \alpha' \rightarrow \gamma$) мартенситных превращений. Кроме этого, среди различных структурно-фазовых состояний МПД-аустенита ВАС выявлено наличие областей, характерных для процессов динамической рекристаллизации, которая также может быть результатом проявления обратного превращения. Обнаружено, что величина концентрации примеси азота влияет на условия сохранения структурно - фазовой стабильности аустенитной стали типа X18AG10N16. Показано, что в заданных деформационно - скоростных условиях ($\Delta n/\Delta t = 0.2$ об/мин, $P = 8$ МПа, $n = 10$ об) МПД-ВАС ($C_N \geq 0.5 \%$ N) сохраняет структурно-фазовую стабильность.

При МПД ВАС зарегистрированы звуковые импульсы, чередование и интенсивность которых зависели от давления, скорости кручения наковален и от концентрации азота. При АЭ-испытаниях МПД-ВАС в условиях ДМИ были зарегистрированы серии сигналов с различной энергией и медианной частотой (проводится их интерпретация). Методом ДМИ установлена экспериментальная зависимость между параметрами МПД-структуры и метода ДМИ: K_{1c} , H_{μ} , W_p , f_c . Показано, что для стабильной аустенитной структуры ВАС: чем меньше размеры блоков и больше их разориентация, тем больше величины метода ДМИ: K_{1c} , W_p , f_c и H_{μ} .

Заключение. Таким образом, увеличение скорости деформации в наковальнях Бриджмена интенсифицирует в МПД - ВАС обратное ($\alpha' \rightarrow \gamma$) фазовое превращение и сдерживает прямое ($\gamma \rightarrow \alpha'$). Основным фактором реализации обратных превращений в МПД мартенситной структуре ВАС являются поля высоких локальных напряжений, а также их градиенты. Повышение давления и, вероятно, температуры в деформационно-силовых условиях МПД могут способствовать обратному превращению мартенсита в аустенит. Повышение объемной концентрации азота ($C_N \geq 0.5 \%$ N) стали X18AG10N16 способствует сохранению фазовой стабильности в заданных деформационно-скоростных условиях ($\Delta n/\Delta t = 0.2$ об/мин, $P = 8$ МПа, $n = 10$ об).

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНЫХ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МИЛЛИ- И НАНОСЕКУНДНЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ

Шлыкова А.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю.,
Васильева С.В., Федоров В.А.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия,
fedorov@tsutmb.ru*

В работе проведены исследования взаимодействия миллисекундного лазерного импульса и серии наносекундных импульсов (длина волны 1064 нм) с поверхностью объемных МС на основе циркония с различным набором составляющих при комнатной температуре.

В первой части работы исследовано влияние миллисекундного импульса. В результате воздействия на поверхности МС формируется характерная розетка – кратер. В центре кратера наблюдается рост кристаллов из расплава. За границей расплава наблюдается радиальный рост более мелких кристаллов, выделяются две характерных зоны: зона термического влияния, где величина нагрева меньше температуры плавления, но больше температуры кристаллизации и зона роста мелких кристаллов с размерами ~10 мкм. В этой зоне нагрев также превышает величину температуры кристаллизации, но не только за счет нагрева лазерным излучением. Добавочное тепло получается за счет роста кристаллов в зоне термического влияния. За счет этого теплового эффекта происходит подогрев материала в зоне роста мелких кристаллов. В центре кратера наблюдается ультрамелкозернистая структура. В сплаве, содержащем 20% Al, в зернах наблюдается дендритная кристаллизация.

Исследованиями элементного состава по поверхности кратера показано, что здесь повышено содержание кислорода. В зоне расплава кислород активно поглощается цирконием. Концентрация кислорода возрастает при отдалении от центра кратера с 17%-ти до 57%-ти. Азот присутствует только в центре кратера. Повышенное содержание кислорода связано с образованием на поверхности окисных пленок, что подтверждается наблюдением в этих зонах цветов побежалости.

Вид зоны воздействия в сплаве, содержащем 8% Al существенно отличается от вида зоны других исследованных сплавов. В зоне расплавления нет явных признаков кристаллизации, что можно объяснить малым временем существования расплавленного состояния. При этом расплав переходит в аморфно-кристаллические состояния. В зоне термического влияния кристаллы не образуются из-за нехватки тепла, и сплав остается аморфным. Вследствие этого на границе перехода образуются высокие термоструктурные напряжения, вызывающие локальные пластические сдвиги. В центре кристалла наблюдается зарождение нанокристаллов на фоне аморфной матрицы. В зоне расплава, как показывает элементный анализ, присутствует азот, имеет место повышенное содержание кислорода в зоне термического влияния. Зоны воздействия лазерного излучения на сплавы с добавками титана и никеля соответственно также имеют свои особенности. В области воздействия явно выделяются две зоны. В центре растут кристаллы в радиальном направлении. Процесс кристаллизации наблюдается и в зоне термического влияния. Третья зона практически не образуется. Она присутствует в зародышевом состоянии лишь в сплаве с добавлением титана. В сплаве, содержащем никель, этой зоны нет. Характерной особенностью кристаллизации этих сплавов в зоне кратера является образование дендритных структур нанометрового масштаба. В сплавах, на основе циркония содержащих серебро, отмечено образование зон локализованной пластичности на границе зоны расплава. Как и в предыдущих сплавах, элементный анализ показывает

скачок содержания кислорода в зоне термического влияния и присутствие азота только в зоне расплава.

По данным рентгеноструктурного анализа установлено, что основными кристаллическими фазами, обнаруженными в кратере являются Zr_2Cu и Zr_7Cu_{10} . Также обнаружены оксиды: ZrO_2 , ZrO , что типично при оксидации аморфных сплавов на основе циркония. При этом достаточно большой объем материала в зоне остался в аморфном состоянии.

Ключевым фактором, отвечающим за характер нагрева поверхности, является соотношение между временем релаксации тепловой энергии электронов на атомах решетки (τ_e) и длительностью лазерного импульса (τ_L). Во второй части работы выполнено исследование влияния серии наносекундных импульсов лазерного излучения для двух мощностей импульса 50 Вт и 18 Вт на аморфный сплав на основе циркония с добавлением серебра, который может быть использован в качестве конструкционного материала или материала имплантантов. Кратер, полученный при воздействии первого импульса можно условно разбить на 4 зоны. Первая зона представляет узкий канал диаметров ~ 80 мкм и глубиной более 300 мкм, на стенках которого обнаружена конгломерация мелкодисперсных абляционных частиц средний размер которых ~ 60 нм. В этой зоне, как предполагается, абляция происходила по механизму фазового взрыва (взрывное кипение). При этом возникающее давление паров металла и плазмы выталкивает окружающий расплав из центра к периферии кратера, что подтверждается наличием «короны» из застывшего материала – зона, поверхность которой имеет области, полностью покрытые каплями застывшего расплава. Отмечено, что часть выплеснутого материала осела на поверхности в виде идеальных сферических капель. Вторая зона – это зона неравномерно разогретого расплавленного металла, имеющая венообразную структуру, на вершинах, некоторых складок были обнаружены сферические капельки застывшего металла. Складки возникли в результате перераспределения внутренних напряжений, причина которых в нашем случае – ударные упруго-пластические волны, индуцированные лазерным излучением. За границей «короны», шириной 50 мкм – зона термического влияния. Предположительно, в этой области температура находилась выше температуры стеклования, что привело к кристаллизации аморфной структуры. Средний размер кристаллических кластеров порядка 100 нм.

Кратер, полученный при воздействии второго импульса, имеет другой вид. Как известно, необходимым условием возникновения взрывного кипения является достижение температуры $0,9 T_{кр}$. По микрофотографиям установлено, что нет никаких признаков данного явления. Абляция в данных условиях происходила за счет конденсации в расширяющемся облаке паров и плазмы. Давление вытеснило расплавленный металл, и образовало навалы. Осевшие абляционные частицы обнаружены на границе кратера за его «короной». Размер, которых варьируется в широких пределах от 10 до 250 нм. Далее следует зона термопластических сдвигов шириной 5 мкм, а диаметр самого кратера достигает 70 мкм.

Таким образом, установлено, что рельеф зон лазерного воздействия зависит не только от элементного состава исследованных сплавов, но и от параметров лазерного импульса и тепловых свойств сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № [18-01-00513_a](#)).

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Березнер А.Д.,
Шлыкова А.А., Федоров В.А.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия,
fedorov@tsutmb.ru*

Огромное внимание ученых приковывают к себе аморфные металлические сплавы или металлические стекла, из-за совокупности уникальных физических свойств, благодаря отсутствию дальнего порядка в расположении атомов, и которые нельзя получить в материалах с кристаллической структурой. Причина высоких магнитных свойств металлических стекол заключается в том, что в них нет дефектов, которые традиционно присутствуют в твердых телах, имеющих кристаллическую структуру.

Одной из значительных проблем при исследовании беспорядочных сред таких как аморфные металлические сплавы остается проблема стабильности магнитных свойств и контроля изменений их физических и механических характеристик.

Для проведения исследований использовали ленты аморфных сплавов на основе Co систем: Co–Fe–Mn–Si–Cr–B–Ni (АМАГ 170, АМАГ 172, АМАГ 179, АМАГ 180), Co–Fe–Mn–Si–B–Cr (АМАГ 183, АМАГ 186), полученных методом спиннингования с различным содержанием основы и набором составляющих. Размеры образцов для исследований 0,02×3,5×80 мм. В первой серии экспериментов образцы подвергали 10-ти минутному изохронному отжигу при температурах 323 – 893 К. Во второй серии образцы подвергали испытаниям на ползучесть в переменном температурном поле. Причем исследовали образцы на различных стадиях ползучести при достижении температур, указанных выше. Для этого образец, вместе с закрепленным грузом ($m = 0,09$ кг) помещали в печь и нагревали в воздушной среде в температурном интервале от 300 до 1200 К. Скорость нагрева ν составляла 2 К/с. Температуру образца фиксировали лазерным пирометром Testo-845 и термопарой. Удлинение образцов измеряли лазерным триангуляционным датчиком. После указанных воздействий исследовали магнитные характеристики на вибрационном магнитометре фирмы LakeShore. Для всех образцов определяли: намагниченность насыщения и коэрцитивное поле. Были сняты также петли гистерезиса для всех образцов исследованных сплавов.

Все исследованные сплавы в исходном состоянии являются магнитомягкими с узкой петлей гистерезиса. В ходе работы установлены значения коэрцитивных полей и намагниченности насыщения после описанных выше обработок и в зависимости от элементного состава. Увеличение содержания основы приводит вначале к незначительному снижению величины коэрцитивного поля. При увеличении концентрации основы и изменении соотношения концентраций железа, никеля и марганца происходит увеличение значений коэрцитивного поля. Величина намагниченности насыщения с ростом содержания основы практически монотонно падает.

Для образцов сплавов АМАГ-179, АМАГ-180, АМАГ-183, АМАГ-186, подвергавшихся 10-ти минутному отжигу при различных температурах получены зависимости величин коэрцитивного поля и намагниченности насыщения от температуры отжига.

Из построенной зависимости величины коэрцитивного поля от температуры отжига, видно, что вначале коэрцитивное поле имеет низкие значения вплоть до температуры 743 К. В этом диапазоне температур коэрцитивное поле образцов уменьшается в среднем на 35%. Полученная зависимость коэрцитивного поля от температуры отжига показывает его тенденцию к росту при приближении температуры отжига к температу-

ре Кюри, что может быть связано с началом фазового перехода второго рода, обусловленного резкой переменной магнитных свойств, приводящей к разрушению исходной магнитной структуры исследуемых сплавов, что обусловлено атомными перестройками, а также возможно переориентацией доменных областей, как в образующихся кристаллах, так и в аморфной матрице. По результатам экспериментов была построена зависимость намагниченности насыщения от температуры отжига для сплава марки АМАГ-180 (80% Со), из которой видно, что намагниченность насыщения вначале монотонно убывает на 20%, что предположительно связано с устранением структурной релаксацией локальных напряжений при повышении температуры отжига. Затем в диапазоне температур от 373 К до 443 К наблюдается ее резкое снижение с ярко выраженным минимумом при температуре 443 К. При дальнейшем росте температуры отжига у сплава наблюдается повышение величины намагниченности насыщения, что может быть связано с отсутствием процессов перестройки магнитной структуры материала, так как не достигнута температура Кюри.

При испытаниях на ползучесть в переменном температурном поле также наблюдали рост коэрцитивного поля. Однако в сравнении с ростом коэрцитивного поля для образцов после отжига это возрастание происходит в меньшей степени. В случае испытаний на ползучесть с увеличением температуры намагниченность насыщения изменяется по зависимости с максимумом. Величина намагниченности насыщения при испытаниях на ползучесть в переменном температурном поле также ниже в сравнении с образцами после отжига, а в интервале температур 530-615 К в пределах погрешности их значения сопоставимы. Такое поведение магнитных характеристик обусловлено дополнительным воздействием деформации на физические свойства исследуемых аморфных металлических сплавов.

Изменение коэрцитивного поля и намагниченности насыщения при указанных воздействиях предположительно связано с устранением анизотропии, обусловленной спонтанными структурными дефектами, такими как: пары атомов с изменённой валентностью, микрообласти с пониженной и повышенной плотностью упаковки атомов, поры, межкластерные границы, трещины и т.д., и снятием закалочных напряжений. Нагружение образца при ползучести в переменном температурном поле вызывает уменьшение величины коэрцитивного поля и намагниченности насыщения. По-видимому, это связано с топологическим упорядочением, что в результате приводит к изменению магнитной структуры материала, а именно к перестройке доменных областей. Следует отметить, что на основании полученных результатов можно говорить о возможности управления магнитными свойствами конкретного аморфного материала с помощью отжига и механического нагружения, что является важным заключением для современной промышленности.

Таким образом, установлено, что магнитные характеристики образцов аморфных металлических сплавов с различным содержанием кобальта зависят от концентрации основы, а также от соотношения концентраций основы, железа, марганца и никеля. Изменяя соотношение последних, можно получать сплавы с заданными свойствами, в частности повышать или понижать магнитные характеристики, также изменять магнитные характеристики исследуемых сплавов можно отжигом и деформацией при ползучести в переменном температурном поле.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-01-00513_а).

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ УСТАЛОСТИ

Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Федоров В.А., Яковлев А.В.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия,
plushnik@mail.ru

Аморфные металлические сплавы на основе кобальта являются перспективными материалами нового поколения и интенсивно используются в различных областях промышленности. Устройства на их основе работают в различных электромагнитных полях, в частности, при воздействии импульсного электрического тока.

Цель работы: исследовать изменение физико-механические свойства аморфных металлических сплавов на основе кобальта (содержание кобальта от 79 до 86%) при многоцикловой электроимпульсной усталости.

Разработана методика и реализована принципиальная схема подачи импульсов электрического тока на образцы аморфных металлических сплавов (рис. 1).

Эксперименты по одноосному растяжению образцов проводили на электромеханической машине для статических испытаний Instron-5565 со скоростью движения траверсы 0,1 мм/мин. Образец нагружался до механического напряжения 100 МПа. Затем процесс останавливался и на образец путем разрядки конденсатора подавали электрические импульсы прямоугольной формы. Использовали генератор импульсов Г5-53 и электронный счетчик импульсов СИЛ-1УХЛ 4.2. Плотность тока (j), протекающего через образцы составляла $\sim 1 \cdot 10^8$ А/м². Использовали импульсы с длительностью $\tau \sim 250$ мс.

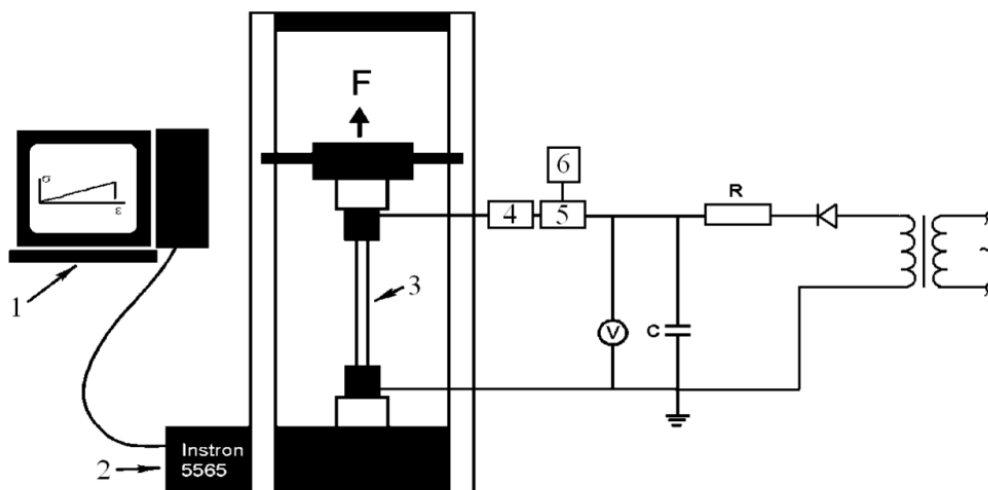


Рис. 1. Схема экспериментальной установки:

- 1 – компьютер, 2 – электромеханическая машина Instron 5565, 3 – образец, 4 – электронный счетчик импульсов СИЛ-1УХЛ 4.2, 5 – реле, 6 – генератор импульсов калиброванной амплитуды Г5-53

В первой серии экспериментов пропускали через образцы определенное количество импульсов (N) электрического тока, затем процесс подачи останавливали. После этого образец растягивали до разрушения и определяли предел прочности исследуемых материалов.

Во второй серии экспериментов образцы испытывали до тех пор, пока не произошло разрушение образца под действием импульсов электрического тока (при этом фиксировали количество импульсов до разрушения).

Температуру образцов во время экспериментов контролировали лазерным пирометром Testo-845.

Проведены эксперименты по установлению длительной прочности при циклическом электроимпульсном нагружении. Экспериментально установлено, что при длительном импульсном воздействии меняется предел прочности исследуемых материалов. На рис. 2 показано изменение механического напряжения разрушения после многоциклового импульсного воздействия для сплава АМАГ-186. Аналогичные зависимости наблюдаются для всех исследуемых сплавов. Видно, что приблизительно до 2000 предварительно пропущенных импульсов предел прочности возрастает на 25%. Дальнейшее увеличение количества импульсов приводит к снижению предела прочности и при 10000 импульсов он достигает исходного значения в пределах погрешности измерений.

Температура образцов во время пропускания одиночного импульса увеличивается незначительно. Изменения температуры составляют до 5 градусов. После пропускания импульса температура образца возвращается к комнатной температуре.

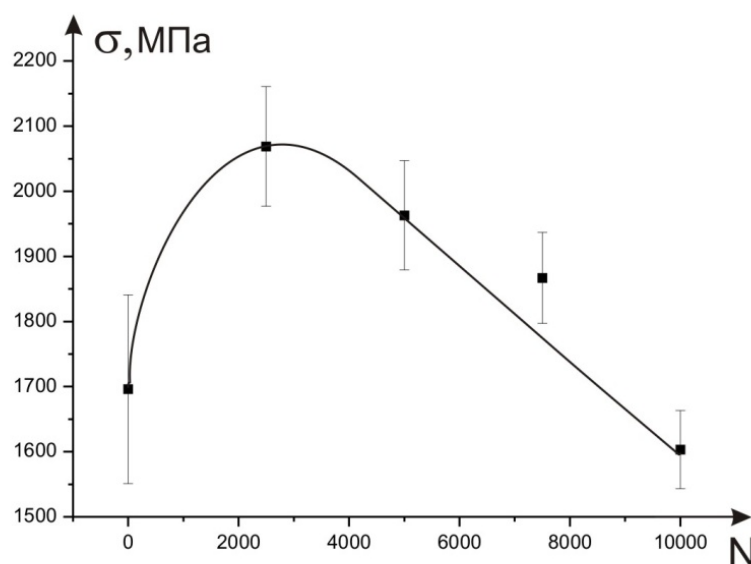


Рис. 2. Зависимость предела прочности материала σ от числа предварительно пропущенных импульсов N для сплава АМАГ-186

Пропускание импульсного электрического тока сопровождается сбросом механического напряжения в зависимости от количества импульсов (рис. 3). Зависимость носит линейный характер. Коэффициент корреляции составляет 0,99. Чем большее количество импульсов пропускается, тем больше наблюдается сброс механического напряжения. Это может быть обусловлено топологическим упорядочиванием связанным со структурной релаксацией.

Модуль Юнга исследуемых сплавов при увеличении количества импульсов возрастает (рис. 4), что связано с изменением структуры в направлении формирования кристаллического состояния.

Такое поведение предела прочности можно связать с изменением структурного состояния сплавов. Пропускание импульсов электрического тока сопровождается нагревом образцов, что вызвано снятием локальных напряжений и незначительными структурными перестройками. Это переводит структуру в более стабильное состояние, для разрушения которого нужны более высокие напряжения. На схеме рис. 5 структура с

потенциальным барьером для разрушения ΔE переходит в состояние с потенциальным барьером $\Delta E_2 > \Delta E_1$. Последующее увеличение числа циклов (или длительности нагрева) переводит структуру к состоянию перехода в кристаллическое, что вызывает снижение разрушающих напряжений, и, следовательно, потенциальный барьер разрушения до значений близких к ΔE_1 .

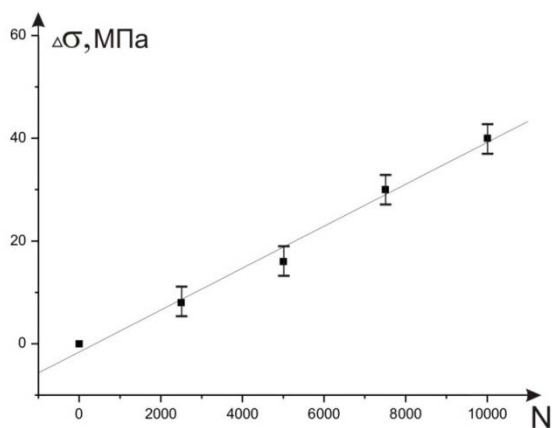


Рис. 3. Зависимость сброса механического напряжения $\Delta\sigma$ от количества пропущенных импульсов для сплава АМАГ-186. Исходное значение механического напряжения 100 МПа

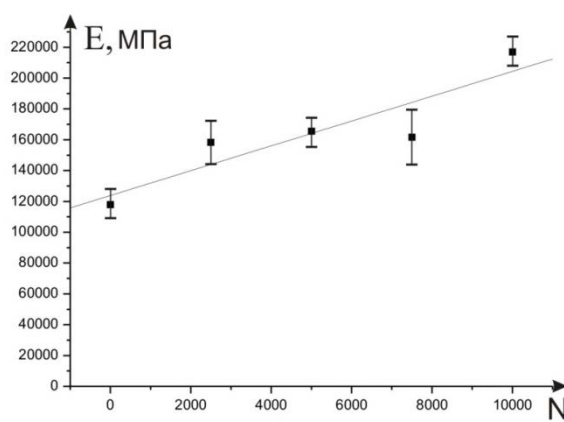


Рис. 4. Зависимость изменения модуля Юнга от количества пропущенных импульсов для сплава АМАГ-186

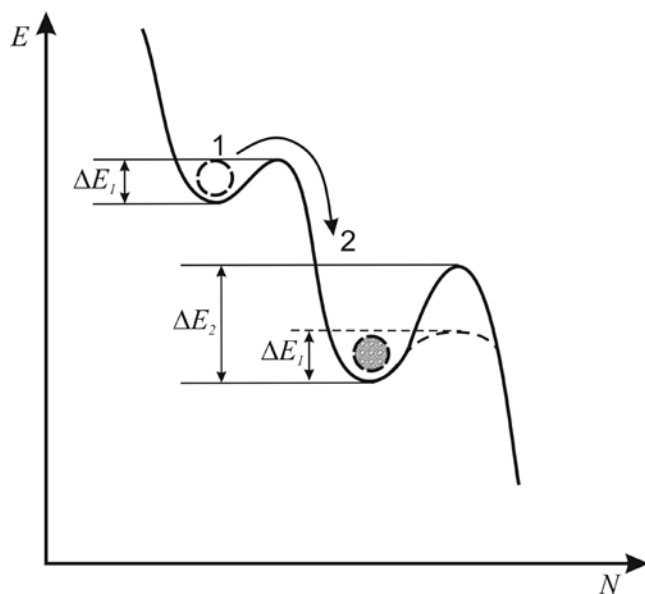


Рис. 5. Модель понижения потенциального барьера разрушения сплавов в зависимости от числа импульсов электрического тока

Таким образом, экспериментально установлено, что электроимпульсное воздействие неоднозначно изменяет предел прочности сплавов по мере увеличения числа импульсов. При этом имеет место линейный рост модуля Юнга, достигающий при 10^4 импульсов 10%.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (№18-01-00513_a).

УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ДЕЙСТВИЯ АГРЕССИВНЫХ СРЕД

Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Яковлев А.В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия,
dmitry_989@mail.ru

Материалом для проведения исследования были выбраны ленты аморфных металлических сплавов АМАГ-186 ($\text{Co}_{85,5}\text{Fe}_{2,27}\text{Si}_{5,15}\text{Mn}_{4,07}\text{B}_2\text{Cr}_1$), АМАГ-180 ($\text{Co}_{78,5}\text{Ni}_{4,73}\text{Fe}_4\text{Si}_{7,25}\text{Mn}_{1,88}\text{B}_2\text{Cr}_{1,5}$) и нанокристаллического сплава АМАГ-200 ($\text{Fe}_{80,22}\text{Si}_{8,25}\text{Cu}_{1,44}\text{Nb}_{10,09}$). Размер рабочей области образцов – $20 \times 3,5 \times 0,02$ мм.

Усталостные испытания образцов проводили на специально разработанной установке, растягивающей нагрузкой изменяющейся от некоторого \max значения до \min во времени, в знакопостоянном цикле с частотой 2 Гц.

Для исследования влияния воздействия агрессивной среды на усталостные характеристики металлических стекол образцы сплавов АМАГ-180, АМАГ-186, АМАГ-200 выдерживались в 1%-м растворе азотной кислоты, после чего подвергались усталостному растяжению в интервале нагрузок 400–750 МПа. Время выдержки образцов в растворе составляло от 10 до 45 минут.

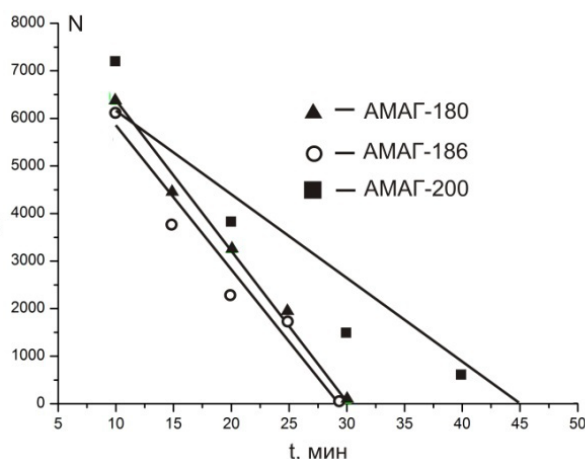


Рис. 1. Зависимость числа циклов нагружения, приводящих к разрушению, от времени воздействия на образцы 1%-го раствора HNO_3

На рис. 1 приведены зависимости числа циклов усталостного нагружения от времени воздействия кислотной среды на образцы, приводящего к их разрушению.

При воздействии кислотной среды происходит образование на поверхности образцов солей $\text{Co}(\text{NO}_3)_2$ на АМАГ-180, АМАГ-186 и $\text{Fe}(\text{NO}_3)_3$ на АМАГ-200. При этом происходит изменение сечения образцов и действующее напряжение заметно превышает величину нагрузки, заданную в испытательной машине. Ее значения превышают усталостный предел прочности, что вызывает ускоренное разрушение образцов. Характерные особенности роста усталостных трещин в этом случае трудно проследить из-за пленки на поверхности образцов. Отмечено, что образцы на основе кобальта с различным его содержанием демонстрируют практически одинаковые характеристики усталостной прочности.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-01-00513_а)

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА ПРОЦЕССЫ ЭЛЕКТРОЛИЗА В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ

Карыев Л.Г., Федоров В.А., Занина А.П.

ТГУ им. Г.Р. Державина, г. Тамбов, Россия
fedorov@tsutmb.ru

Показано, что в постоянном электрическом поле, при температурах выше ~ 650 К в ионных кристаллах наблюдается явление аккумуляции объёмного заряда в приповерхностных областях образцов. Вскрыт механизм релаксации аккумулярованного заряда [1]. Экспериментально обнаружено существование токов во внешней цепи, возникающих при нагреве кристалла без предварительного пропускания ионного тока через кристалл и в отсутствие приложенного электрического напряжения к образцу.

Для исследования природы этих токов при повышенных температурах использовали монокристаллы NaCl с содержанием примесей 10^{-2} и 10^{-4} вес. % по Fe^{2+} ; LiF с концентрацией примесей 10^{-3} вес.% (Ca^{2+} , Mg^{2+} , Ba^{2+}). Образец помещали между плоскими электродами, изготовленными из нихрома, надёжно контактирующими с поверхностью кристалла. Установку размещали в печи. Опыты проводили в интервале температур 293–973 К, скорость нагрева не превышала ~ 200 К/ч. Установлено, что токи во внешней цепи начинают появляться при температурах $T \geq 823$ К. Зависимость плотности тока от температуры $j(T)$ немонотонна, наблюдается изменение направления тока в цепи при повышении температуры. На характер зависимости $j(T)$ влияет предварительная термическая обработка кристаллов.

Экспериментально установлена зависимость плотности тока от времени $j(t)$ при различных фиксированных температурах образца. Чем выше температура образца, при которой измерялись токи в цепи, тем больше выражена немонотонность изменения величины тока с течением времени.

Кристалл NaCl является твёрдым электролитом. Существование отмеченных токов в условиях только теплового воздействия на образец объясняется диффузией ионов матрицы кристалла, примесей и вакансий, несущих заряд, а так же процессами электролиза на электродах. С электродами, контактирующими с образцом, взаимодействует разное количество заряженных точечных дефектов в данный момент времени. Это приводит к тому, что возникает разность потенциалов (не равная нулю) между электродами, обуславливающая наличие тока во внешней цепи. Влиянием заряженных дислокаций в кристалле, движущихся к электродам, в данных условиях можно пренебречь (механическая деформация в кристалле отсутствует).

С ростом температуры подвижность заряженных точечных дефектов возрастает. Возрастает и разность между количеством заряженных точечных дефектов, взаимодействующих с электродами. В связи с этим разность потенциалов между электродами изменяется с течением времени. Это объясняет немонотонность изменения плотности токов в цепи с повышением температуры образца.

Предварительная термическая обработка способствует равномерному распределению заряженных точечных дефектов по объёму образца. Как следствие, это должно приводить к исчезновению немонотонности зависимостей $j(t)$ и $j(T)$, а в случае длительного отжига (предплавильная температура) и закалки образца – к полному исчезновению токов во внешней цепи.

1. Федоров В.А. Поведение поверхности скола щелочногалоидных кристаллов при нагреве в электрическом поле / В.А. Федоров, Л.Г. Карыев, О.А. Мексичев // Физика и химия обработки материалов. 2003. № 3. С. 77–80.

НОВЫЙ МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ПЛЕНОК SiO_x ХИМИЧЕСКИМ ТРАВЛЕНИЕМ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

¹Федоров В.А., ¹Березнер А.Д., ²Бескровный А.И., ²Неов Д.С.

¹Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,
Тамбов, Россия

²Объединенный институт ядерных исследований,
Дубна, Россия

fedorov@tsutmb.ru

Исследованию свойств пленок SiO_x посвящено множество работ, относящихся к вопросам материаловедения, механики, квантовой оптики и электроники. Различные по химическому составу и геометрической конфигурации образцы используются для создания коррозионноустойчивых и упрочняющих покрытий, размещаются в оптических преобразователях и фильтрах, а также применяются при создании полупроводниковых и диэлектрических элементов микросхем [1]. Поиск различных методик изготовления и оптимизации свойств пленок продолжается в настоящее время. В связи с этим, целью работы является исследование структуры и свойств пленок SiO_x , полученных новым методом химического травления аморфного ленточного сплава на основе Fe.

Для изготовления пленок SiO_x был разработан метод химического травления. Ленточные аморфные образцы металлического стекла на основе железа с соотношением атомных масс Fe (78.85%), Si (15.40%), Cu (1.09%), Nb (2.90%), Al (1.76%) и размерами $80 \times 5 \times 0.02$ мм помещали в раствор травителя на основе 70%-ной азотной кислоты и 90%-ного медицинского этилового спирта в соотношении одной части кислоты к двум частям спирта. Химическое травление проводили в течение 1.5 – 2 ч на воздухе. По завершению травления образец промывали дистиллированной водой и высушивали. В результате образуется визуально прозрачная пленка размером $80 \times 5 \times 0.02$ мм, элементный состав которой оценивали с помощью приставки растрового электронного микроскопа Quanta 600. Для выявления структурного состояния пленки проводили нейтронографические исследования на дифрактометре тепловых нейтронов ДН-2 (ОИЯИ, Дубна). Относительная атомная масса составляющих распределяется в процентном соотношении: Si (34.84%), O (60.31%), Nb (4.03%), Al (0.82%). В ряде случаев, при травлении образцов получали пленки, не содержащие алюминия, что может быть связано с режимом травления (время травления, концентрация раствора). Известно [2], что синтез кристаллической пленки на основе SiO_2 возможен при окислении чистого кремния. При этом также может быть образована пленка состава SiO_x . Травление структуры аморфного металлического сплава до образования соединения SiO_x может протекать по различным каналам промежуточных химических реакций. Однако соединение SiO_x завершает цепочку реакций, что подтверждается наличием связанных атомов кислорода в конечном элементном составе образца. Структура пленки собирается из фазы кремния исходного сплава и кислорода, содержащегося в воздушной среде, окружающей металлическое стекло.

На рис. 1. представлена дифракционная картина медленных нейтронов прошедших через структуру пленки.

Поскольку подобные картины рассеяния нейтронов наблюдаются в аморфных материалах, то можно сделать вывод об аморфном состоянии исследуемого образца.

Для исследования поверхности пленки SiO_x проводили съемку на атомно-силовом микроскопе (рис.2).

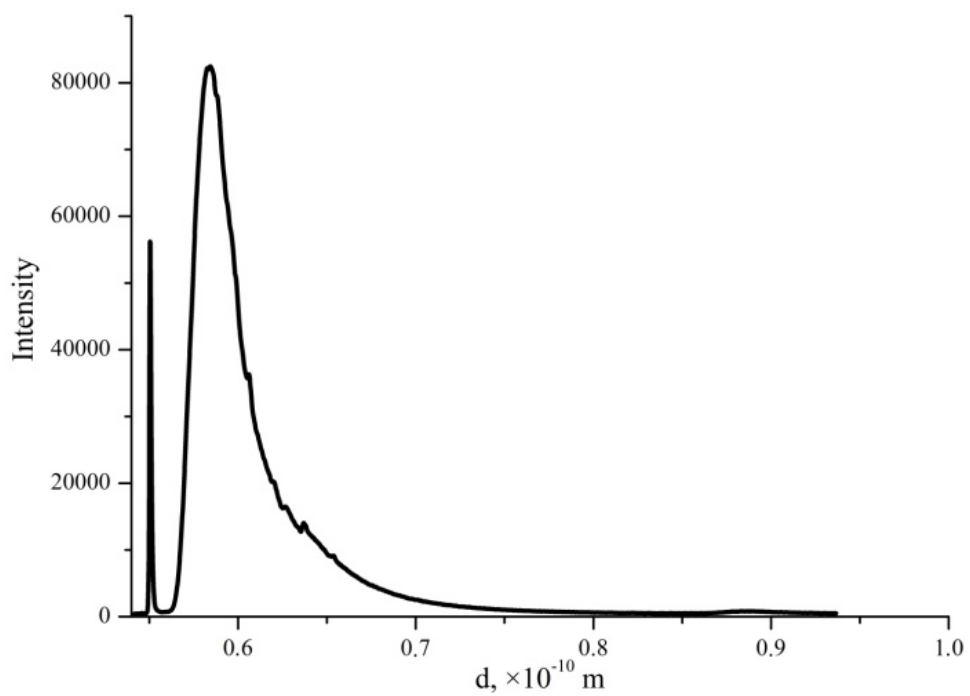


Рис. 1. Нейтронограмма пленки SiO_x

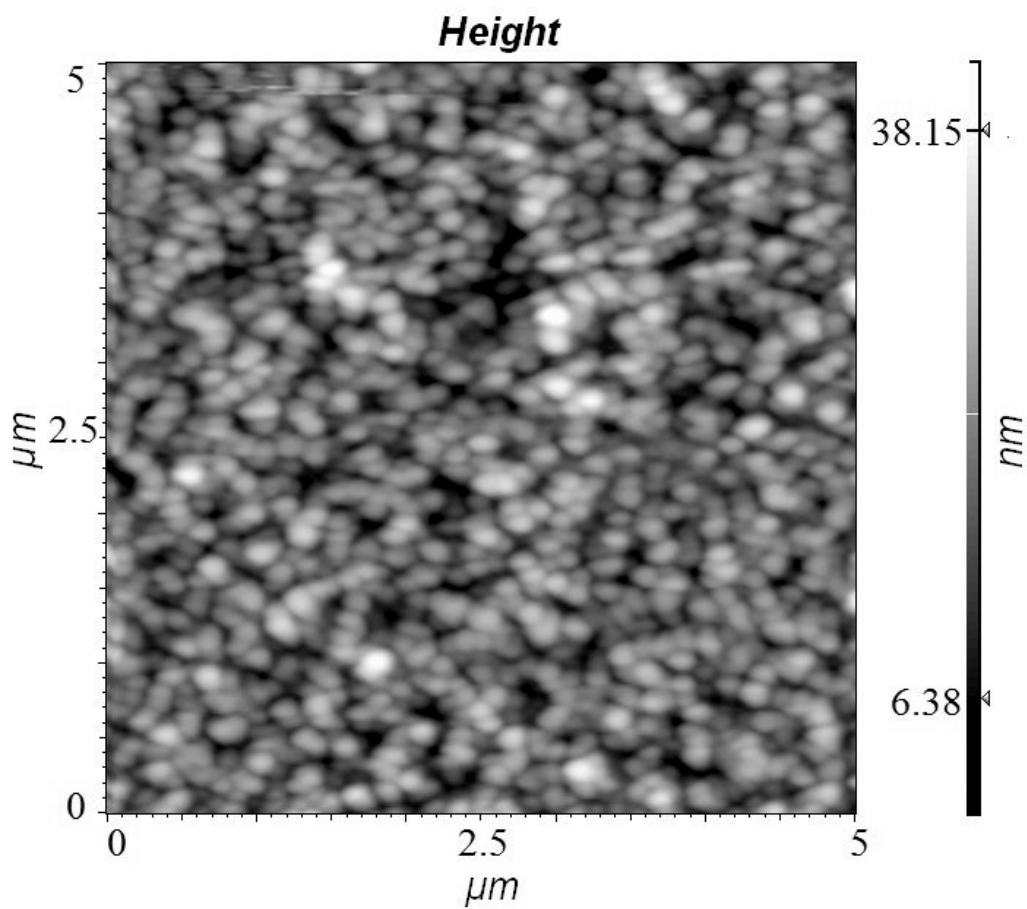


Рис. 2. Изображение поверхности пленки SiO_x

Представленная иллюстрация демонстрирует наличие пор, а также глобулярной структуры с характерным размером зерна 200 – 300 нм. Аналогичные рисунку 2 глобулы наблюдали в работе [3], посвященной исследованию оптических свойств пленок SiO₂, формирующих кристаллы опала. В отличие от опала в нашем случае глобулы неупорядочены.

Результаты сканирующей электронной микроскопии указывают на способность аморфной пленки SiO_x к накоплению заряда при облучении ее поверхности электронами, что свидетельствует о наличии диэлектрических свойств у пленки.

Исследование диэлектрических характеристик четырехточечным методом при постоянном и переменном токе также указывает на наличие у пленки высокого электрического сопротивления. Однако непосредственная количественная оценка параметра сопротивления осложнена границами применимости методики измерения в отношении пленок SiO_x, исследуемых в данной работе.

Известно, что отжиг пленок может приводить к изменению их свойств, что проявляется в протекании структурных перестроек и других процессов. При этом заметное различие в свойствах обнаруживается при температурах, близких к значению 1273 К. В связи с этим представляет интерес исследование влияния температурного воздействия на физико-химические характеристики полученной пленки.

В качестве проверки наличия фазовых перестроек структуры SiO_x, проводили исследования методами дифференциально-сканирующей калориметрии (ДСК), и рентгеноструктурного анализа. Результаты ДСК указывают на присутствие фазового перехода в структуре пленки, при прохождении через температурную точку ~ 750 К. Такое поведение ДСК-кривой может быть связано с кристаллизацией образца или с протеканием химических реакций в структуре и на поверхности пленки, при ее отжиге (дегидратация). Атомно-силовая микроскопия показала, что приложенное температурное воздействие не вносит изменений в исходную глобулярную структуру на поверхности пленки. В спектре отоженной пленки на фоне бесструктурной полосы наблюдается широкий дифракционный пик с максимумом $2\Theta \sim 22^\circ$. Наличие этого максимума и его полуширина свидетельствуют о появлении в образце после отжига наноразмерных включений кристаллической фазы SiO₂ в аморфной матрице.

Таким образом, отжиг пленки при температуре 1273 К приводит к химической перестройке ее структуры и формированию соединения SiO₂, представляющего собой аморфную матрицу с включениями нанокристаллов. Поверхностная морфология образца остается при этом неизменной. Разработанная методика синтеза аморфной пленки SiO_x представляет прикладной интерес и может быть использована в приложениях наряду с имеющимися методами изготовления тонких аморфных пленок на основе SiO_x.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 18-01-00513-а).

Список литературы

1. A.L. Shabalov, M.S. Feldman. *Thin Solid Films* **110**, 215 (1983).
2. F.J. Himpsel, F.R. McFeely, A. Taleb-Ibrahimi, J.A. Yarmoff, G. Hollinger. *Phys. Rev. B: Condens. Matter* **38**, 6084 (1988).
3. А.В. Баженов, А.В. Горбунов, К.А. Алдушин, В.М. Масалов, Г.А. Емельченко. *ФТТ* **44**, 1026 (2002).

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Zr

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

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

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

³Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия

⁴Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
t.latynina13@yandex.ru

Проводники на основе алюминиевых сплавов находят широкое применение в различных сферах промышленности благодаря их высокой электропроводности, коррозионной стойкости и легкости [1]. Однако для электротехнических сплавов, используемых для линий электропередач, особенно важно сочетание высоких значений электропроводности и прочности при эксплуатации до температур 150–230 °С [1]. В последнее время перспективными материалами для удовлетворения этим требованиям считаются сплавы на основе Al, легированные 0.1–0.4 мас.% Zr [1]. Однако сплавы системы Al-Zr имеют невысокую прочность [2], следовательно, повышение их прочности при сохранении высокого уровня термостойкости и хорошей электропроводности является важной задачей. Методы интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют существенно повысить механические свойства многих металлических материалов, в том числе и ряда сплавов на основе Al, например, сплавов системы Al-Mg-Si, за счет формирования ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры [3]. Однако комплексных исследований влияния ИПД на физико-механические свойства Al-Zr сплавов до сих пор не проводилось.

Целью настоящей работы является исследование влияния комбинации обработки интенсивной пластической деформацией кручением (ИПДК) и последующих отжигов на микроструктурные, прочностные, электрические свойства, а также термостойкость сплава Al-0.4Zr(мас.%).

Исходный сплав Al-0.4Zr, полученный методом непрерывного литья и прокатки, подвергнулся ИПДК под давлением 2 ГПа и 6 ГПа на 10 оборотов при комнатной температуре. Истинная деформация на расстоянии 5 мм от центра диска составляет $\epsilon \approx 6.6$ [4].

Микроструктура образцов изучалась с помощью рентгеноструктурного анализа (РСА), дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Для исследования механических свойств проводились испытания на растяжение и измерялась микротвердость по методу Виккерса. Электрическое сопротивление измерялось стандартным четырехточечным методом в температурном интервале 77–300 К. Более подробно экспериментальные методики описаны в [5,6].

На рис. 1 представлены изображения ПЭМ и карты ДОРЭ, демонстрирующие типичную микроструктуру исходного и структурированного методом ИПДК сплава Al-0.4Zr.

Исходная микроструктура сплава характеризуется вытянутыми в направлении прокатки зернами со средним размером зерна 1 мкм в ширину и 1.8 мкм в длину. После обработки ИПДК под давлением 6 ГПа структура сплава становится ультрамелкозернистой, зерна принимают равноосную форму и их средний размер составляет 835 нм. Частицы вторичной фазы во всех исследованных состояниях не наблюдаются.

В результате обработки ИПДК доля большеугловых границ зерен (БУГЗ) возрастает с 25% до 80%.

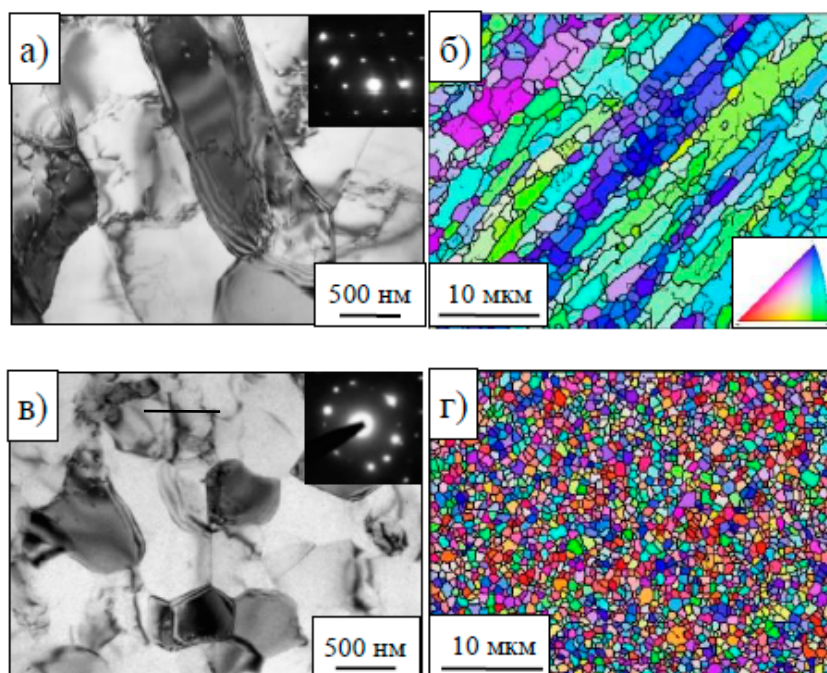


Рис. 1. Типичная микроструктура, дифракционные картины и карты ДОРЭ для сплава Al–0.4Zr в исходном состоянии (*a* и *б*) и после обработки ИПДК при 6 ГПа (*в* и *г*)

На рис. 2 показано изменение физико-механических свойств вследствие обработки ИПДК при 2 и 6 ГПа. Значения прочностных свойств в процессе структурирования значительно увеличились: микротвердость (H_V) на 40%, условный предел текучести ($\sigma_{0.2}$) на 35%, предел прочности (σ_{UTS}) на 60%, при этом уменьшение пластичности (δ) не превысило 25%, а электропроводность (ω) уменьшилась на 13%. Анализ вкладов возможных механизмов в упрочнение, проведенный на основе микроструктурных данных, показал преобладающее влияние зернограничного механизма упрочнения на прочность УМЗ сплава Al–0.4Zr.

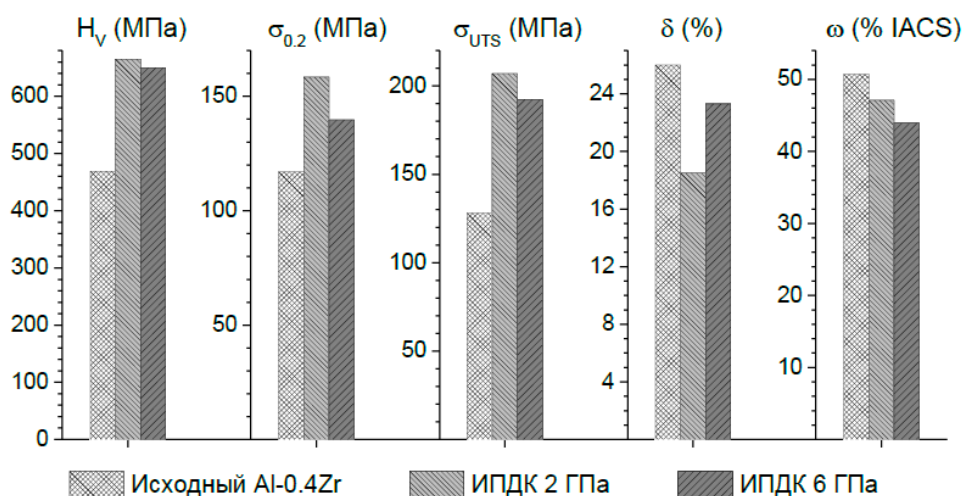


Рис. 2. Микротвердость (H_V), условный предел текучести ($\sigma_{0.2}$), предел прочности (σ_{UTS}), пластичность (δ) и электропроводность (ω) до и после ИПДК при 2 и 6 ГПа.

Для исследования термостойкости прочностных свойств был проведен ряд кратковременных отжигов при температурах от 90 до 400 °С. По зависимости микротвердости H_V от температуры отжига T_{an} (рис. 3а) видно, что понижения прочностных свойств УМЗ сплава Al–0.4Zr не происходит до 280 °С. Более того, в результате отжига в интервале температур 90–280 °С наблюдается дополнительное упрочнение до 20%. Ранее эффект упрочнения отжигом наблюдался для технически чистого Al [5–7]. Эксперименты по одноосному растяжению УМЗ сплава Al–0.4Zr также показали значительное увеличение условного предела текучести и предела прочности соответственно до 60 и 30% в результате отжига (рис. 3б). При этом пластичность уменьшается почти вдвое, но остается на достаточно высоком уровне $\delta = 11–14\%$ в отличие от случая технически чистого Al, когда пластичность в результате отжига падала до $\delta \approx 1\%$ [5]. Электропроводность УМЗ сплава Al–0.4Zr в результате отжига понижается, максимально на 9%. Эффект упрочнения отжигом в Al связывается с перестройкой неравновесной дислокационной структуры БУГЗ [6]. В случае УМЗ Al–0.4Zr большую роль могут играть возможные сегрегационные процессы на границах зерен, в пользу образования которых свидетельствует наблюдаемое в результате отжига уменьшение электропроводности.

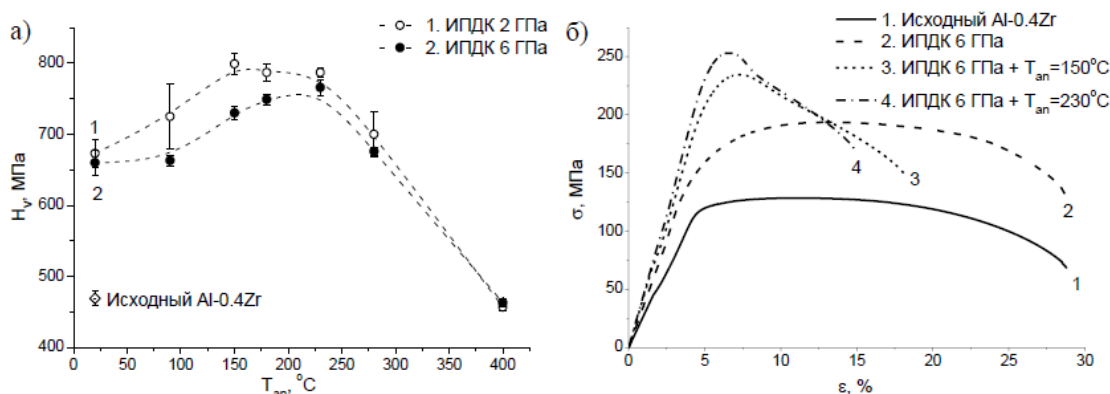


Рис. 3. а – Зависимости микротвердости (H_V) от температуры отжига (T_{an}); б – диаграммы напряжение-деформация для сплава Al–0.4Zr в исходном состоянии (1), в УМЗ состояний (2), после кратковременного отжига при 150 °С (3) и 230 °С (4)

Таким образом, применение метода ИПДК приводит к значительному повышению прочностных свойств и небольшому уменьшению электропроводности термостойкого сплава Al–0.4Zr. Теоретический анализ микроструктуры до и после обработки ИПДК позволил определить влияние вкладов возможных механизмов упрочнения на прочность и указал на превалирующую роль зернограничного механизма упрочнения. С помощью ряда кратковременных отжигов показана термостойкость механических свойств до 280 °С. Кроме того, в результате отжига обнаружено дополнительное значительное упрочнение, что может быть следствием протекающих на границах зерен сегрегационных процессов.

1. Д.И. Белый. Кабели и провода, 1(332), с. 8–15 (2012).
2. N.A. Belov, A.N. Alabin, I.A. Matveeva, D.G. Eskin. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 25(9), p. 2817–2826 (2015).
3. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov. Prog. Mat. Sci., 45, p. 103–189 (2000).
4. A.P. Zhilyaev, T.G. Langdon. Prog. Mater. Sci. 53(6), p. 893–979 (2008).
5. A.M. Mavlyutov, A.S. Bondarenko, M.Yu. Murashkin, E.V. Boltynjuk, R.Z. Valiev, T.S. Orlova. JALCOM, 698, p. 539–546 (2017).
6. Мавлютов А.М., Латынина Т.А., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З., Орлова Т.С. ФТТ, 59(10), с. 1949–1955 (2017).
7. X. Huang, N. Hansen, N. Tsuji, Science, 312(5771), p. 249–251 (2006).

КОЛЛЕКТИВНАЯ МИГРАЦИЯ МАЛОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ УСТАЛОСТНОЙ НАГРУЗКИ

Конаков Я.В.^{1,2}, Овидько И.А.^{1,2}, Шейнерман А.Г.^{1,2}

¹Институт проблем машиноведения РАН, г. Санкт-Петербург, Россия

²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого
г. Санкт-Петербург, Россия

for-rams@yandex.ru

В последние годы много внимания уделяется исследованиям нанокристаллических (НК) металлических материалов, а также уникальных физических и механических свойств, которые они проявляют [1–3]. Известно [1–3], что данные свойства значительно зависят от механизмов пластической деформации подобных материалов. Например, атермическая миграция границ зерен (ГЗ) под действием внешней нагрузки может привести к нежелательному росту зерен и, как следствие, к деградации функциональных свойств НК металлов [4].

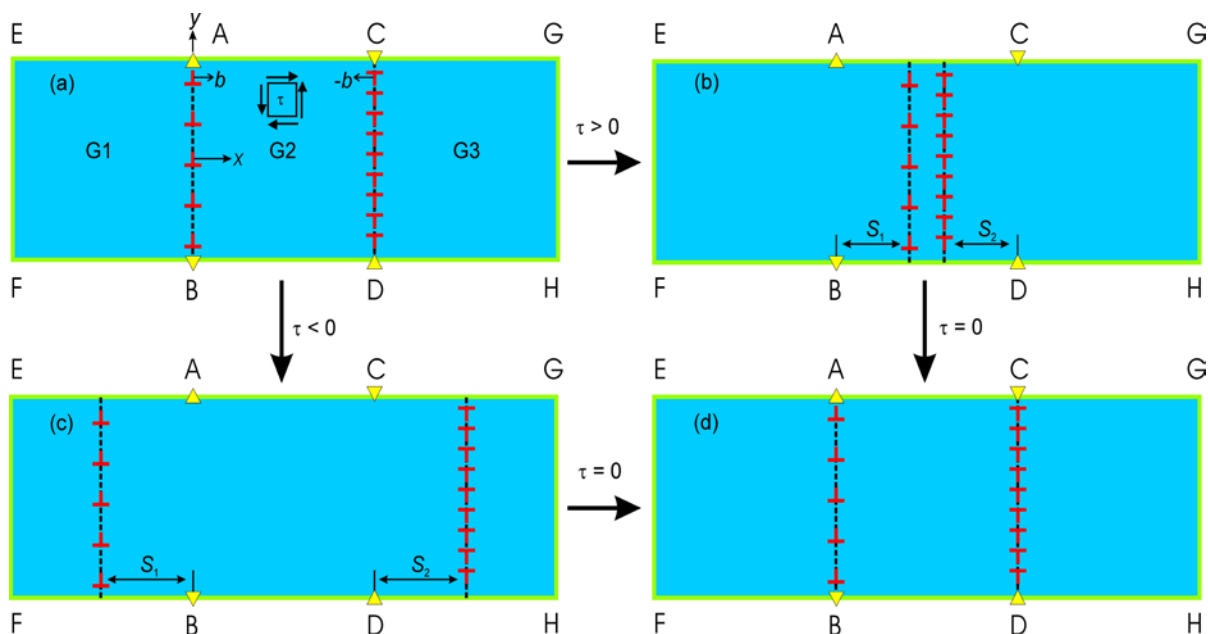


Рис. 1 Коллективная миграция малоугловых границ зерен под действием усталостной нагрузки в нанокристаллическом металле, содержащем группу из трех квадратных зерен G1, G2 и G3, разделенных между собой малоугловыми границами AB и CD. (a) Фрагмент нанокристаллического образца. (b) и (c) Малоугловые границы AB и CD мигрируют под действием положительного (b) или отрицательного (c) сдвигового напряжения τ . (d) После разгрузки малоугловые границы возвращаются в исходные положения

В последнее время ряд работ был посвящен изучению миграции ГЗ и роста зерен в НК металлических материалах (см., например, обзор [4]). В частности, в работе [5] наблюдалась обратимая пластическая деформация, связанная с переориентацией кристаллической решетки вершины трещины в НК сплаве Ni-Fe при усталостной нагрузке. В этой работе также были обнаружены множественные превращения высокоугловых ГЗ в малоугловые или их полая аннигиляция, приводящая к росту зерен. Естественно предположить, что оба этих процесса связаны с коллективной миграцией и взаимодей-

ствием ГЗ. Кроме того, в исследовании [6] теоретически описан процесс коллективной миграции ГЗ во время пластической деформации НК материалов под постоянной нагрузкой. Авторы работы [6], в частности, продемонстрировали, что при достаточно высоких значениях приложенной нагрузки коллективная миграция ГЗ может привести к росту зерен или зарождению новых нанозерен. Однако теоретическая модель [6] не описывает процесс обратимой переориентации кристаллической решетки НК материалов при усталостной нагрузке.

В настоящей работе построена модель атермической миграции двух параллельных малоугловых ГЗ под влиянием периодически действующей внешней нагрузки (рис. 1). Для описания коллективной миграции параллельных малоугловых ГЗ был использован метод двумерной дислокационной динамики. Предполагалось, что рассматриваемый процесс происходит при низких гомологических температурах, и эффекты, связанные с термоактивированной миграцией ГЗ, отсутствуют, а каждая из дислокаций, составляющих мигрирующие ГЗ, может двигаться только вдоль одной плоскости скольжения (вдоль оси x на рис. 1).

В рамках данного подхода перемещение дислокаций, составляющих рассматриваемые малоугловые границы, под действием сдвигового напряжения τ описывается следующими выражениями [3]:

$$m \frac{d^2 x_i}{dt^2} + \beta \frac{dx_i}{dt} = F_i, \quad i = 1, \dots, N. \quad (1)$$

В формуле (1) N – суммарное количество дислокаций в обеих малоугловых границах, ρ – плотность материала, β – коэффициент вязкости, $m = \rho b^2/2$ – масса дислокации, x_i – координата i -ой дислокации, а F_i – проекция на ось x результирующей силы, действующей на i -ую дислокацию. В изотропном приближении величина F_i может быть рассчитана по формуле

$$F_i = b_i \tau + D \sum_{\substack{k=1 \\ k \neq i}}^N b_i b_k \frac{(x_i - x_k)[(x_i - x_k)^2 - (y_i - y_k)^2]}{[(x_i - x_k)^2 + (y_i - y_k)^2]^2} - \\ - Db_i \omega_1 \left(\frac{x_i (y_i + L/2)}{x_i^2 + (y_i + L/2)^2} - \frac{x_i (y_i - L/2)}{x_i^2 + (y_i - L/2)^2} \right) + \\ + Db_i \omega_2 \left(\frac{(x_i - L)(y_i + L/2)}{(x_i - L)^2 + (y_i + L/2)^2} - \frac{(x_i - L)(y_i - L/2)}{(x_i - L)^2 + (y_i - L/2)^2} \right). \quad (2)$$

В формуле (2) $D = G/(2\pi(1-\nu))$, G – модуль сдвига, ν – коэффициент Пуассона, L – длина ГЗ, (x_i, y_i) – координаты i -той дислокации, а b_i – проекция ее вектора Бюргерса на ось x . При этом $y_i = h_1(i-1/2)-L/2$ при $i = 1, \dots, N_1$, и $y_i = h_2(i-1/2)-L/2$ при $i = N_1+1, \dots, N_1+N_2$, где N_1 и N_2 – количество дислокаций в границах АВ и CD соответственно.

С помощью формул (1) и (2) мы провели моделирование коллективной миграции двух малоугловых границ наклона в железе под действием периодически действующей внешней нагрузки. Предполагалось, что каждый цикл усталостного нагружения состоит из периода действия постоянной нагрузки τ и периода разгрузки, когда $\tau = 0$. Для расчетов использовались следующие значения параметров материала: $G = 84$ ГПа, $\nu = 0.29$, $b = 0.25$ нм, $\rho = 7850$ кг·м⁻³, $L = 98.7$ нм, $\beta = 5 \cdot 10^{-5}$ Па·с. Были изучены профили малоугловых ГЗ в процессе миграции при различных значениях периодически действующего сдвигового напряжения τ и углов разориентации Θ таких границ.

В случае встречной миграции ГЗ ($\tau > 0$ в выбранной геометрии системы) было выявлено четыре характерных режима миграции, сменяющих друг друга по мере воз-

растания сдвигового напряжения τ . В первом режиме во время действия нагрузки обе рассматриваемые малоугловые границы движутся внутрь зерна G_2 , но не достигают друг друга, а все составляющие их дислокации достигают положений равновесия. Данный режим реализуется при сравнительно невысоких значениях τ . После исчезновения внешнего напряжения обе малоугловые границы возвращаются к своим исходным положениям. Таким образом, при периодическом действии сдвигового напряжения τ первый режим представляет собой колебательное движение малоугловых ГЗ к положениям равновесия и их последующий возврат в исходное положение.

При возрастании сдвигового напряжения происходит переход ко второму режиму миграции. В этом режиме также происходит колебательное движение малоугловых ГЗ под действием усталостной нагрузки, но оно сопровождается испусканием отдельных дислокаций из этих границ и последующим захватом этих дислокаций высокоугловыми границами. При дальнейшем увеличении сдвигового напряжения τ реализуется третий режим миграции. В этом режиме малоугловые ГЗ проходят друг через друга, после чего происходит фрагментация границы с меньшей разориентировкой, приводящая в конечном счете к захвату малоугловых границ или их фрагментов соседними высокоугловыми границами и объединением трех зерен G_1 , G_2 и G_3 в одно. Четвертый режим миграции, реализующийся при наиболее высоких значениях сдвигового напряжения τ , также характеризуется прохождением малоугловых ГЗ друг через друга и их захватом соседними высокоугловыми границами, но без фрагментации малоугловых границ. Третий и четвертый режимы миграции соответствуют случаю роста зерен в рассматриваемом материале.

Таким образом, в зависимости от уровня сдвигового напряжения τ рассматриваемые ГЗ могут обратимо мигрировать, двигаться к высокоугловым границам или распадаться, а в некоторых случаях проходить друг через друга. При малых или умеренных значениях приложенной нагрузки малоугловые ГЗ обратимо мигрируют, что соответствует результату эксперимента [5], демонстрирующего обратимую переориентацию кристаллической решетки вблизи вершины трещины в нанокристаллическом сплаве Ni–Fe. При более высоких значениях τ одна или обе малоугловые ГЗ проходят через все зерно и объединяются с соседними высокоугловыми ГЗ, приводя в итоге к локальному росту зерен.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки (задание 16.3483.2017/ПЧ).

Список литературы

1. M. Dao, L. Lu, R.J. Asaro, J.T.M. De Hosson, E. Ma. Acta Mater. 55, 4041 (2007).
2. Y.T. Zhu, X.Z. Liao, X.-L. Wu. Progr. Mater. Sci. 57, 1 (2012).
3. Y. Estrin, A. Vinogradov. Acta Mater. 61, 782 (2013).
4. I.A. Ovid'ko, R.Z. Valiev, Y.T. Zhu. Prog Mater Sci 94, 462 (2018).
5. S. Cheng, S.Y. Lee, L. Li, C. Lei, J. Almer, X.-L. Wang, T. Ungar, Y. Wang, P.K. Liaw. Phys. Rev. Lett. 110, 135501 (2013).
6. М.Ю. Гуткин, К.Н. Микаелян, И.А. Овидько. ФТТ 50, 1216 (2008).

**ПРОВЕДЕНИЕ НАТУРНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ АКУСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ
ГОРНОГО МАССИВА И БЕТОННОЙ ОБДЕЛКИ В ПОДЗЕМНЫХ
СООРУЖЕНИЯХ ФГУП «ГОРНО-ХИМИЧЕСКОГО КОМБИНАТА» —
ПРЕДПРИЯТИЕ ГОСКОРПОРАЦИИ «РОСАТОМ»**

**Махмудов Х.Ф¹, Савельев В.Н², Савельев Д.В², Медведев В.Н³,
Круглов С.Ю³.**

¹*ФТИ им А. Ф Иоффе, г. Санкт-Петербург*

²*ООО «Прадиком», г. Санкт-Петербург*

³*ФГУП «ГХК», г. Железнодорожск Красноярский край*

h.machmoudov@mail.ioffe.ru

Повышение уровня безопасной эксплуатации подземных сооружений ФГУП «Горно-химический комбинат» (ФГУП «ГХК») производится системой акустико-эмиссионного (АЭ) мониторинга A-Line DDM, осуществляющей автоматизированный сбор акустических данных из массива горных пород. В работу системы включена методика контроля с прогнозом состояния горного массива и оценкой геомеханической устойчивости подземных сооружений ФГУП «ГХК».

Для корректной интерпретации результатов регистрации сигналов упругих волн из горного массива в системе A-Line DDM необходимо изучение акустических свойств горного массива и бетонной обделки. С этой целью был разработан, изготовлен и калиброван для измерения напряжений упругой волны пленочный пьезоприемник с линейной амплитудно-частотной характеристикой в диапазоне до 20 кГц. Измерения упругих волн проводились путем регистрации отклика бетонной обделки и горного массива на ударное воздействие. Ударное воздействие производилось стальным шаром массой 4.68 кг непосредственно по бетонной обделке, через стальную плиту, прикрепленную к бетонной обделке, а также по закладной, вделанной в бетонную стену. Шар подвешивался как маятник. Регистрация отклика массива производилась пьезопленочным датчиком и «шахтным» пьезодатчиком. с помощью четырехканального цифрового запоминающего осциллографа типа АКПП, соединенного с ноутбуком. Шахтный датчик устанавливался на глубине 3 м в горизонтальной скважине, пробуренной перпендикулярно плоскости стенки выработки, и находился непосредственно в горном массиве. Пьезопленочный датчик устанавливался на бетонную стенку.

Проведенные измерения скорости распространения упругой волны от удара шаром в слое бетона дали величину 3920 м/с. Оценка скорости волны в бетоне, произведенная с помощью расчета модуля упругости для плоской волны, составила величину 4343 м/с. По дисперсионным кривым для симметричной Лэмбовской моды S_1 , и для симметричной нулевой моды S_0 было показано, что в случае действия источника упругих волн непосредственно в бетонной обделке горной выработки, энергия ударного воздействия на горный массив преобразуется в распространяющиеся нормальные волны S_0 и S_1 , обусловленные упругими свойствами бетона и толщиной обделки. Контролируемый массив горных пород сложен биотитовыми гнейсами. Измерения скорости упругих волн в массиве горных пород дали величину 5318 м/с. Было проведено измерение спектрального состава отклика массива горных пород на возбуждение его ударом шара, а также оценена энергии в упругой волне, формируемой ударом шара (0,3 Дж). Спектральная плотность возбуждения массива от удара шаром концентрируется в диапазоне 0,7 – 3,2 кГц.

Выявление очагов разрушения по данным АЭ работоспособных каналов и оценка размеров образующихся дефектов и возможность выделения очаговых стадий разрушения горных пород в различные суточные циклы регистрации и для разных работоспособных каналов, а значит и наличие самого факта разрушения блоков на определенном масштабном уровне продемонстрирована на рис 1 а. Определено значение параметра ΔE для каждого канала. Сделана оценка размеров образующихся дефектов.

Процедура выделения очагов разрушения при использовании программы **SEIS-PRED** подробно изложена в материалах [1].

На рис.1 а и б приведено изменение временных параметров $V_{\Delta t}$, Δt и удельной мощности P , которая определяется как средняя энергия в выборке, приходящаяся на одно событие. Признаком появления мощного сигнала является существенный скачок на зависимости P . Параметр P представляет интерес для задачи прогноза. При ретроспективном анализе суточного цикла измерений всегда уже есть временные параметры сигналов, в том числе мощных.

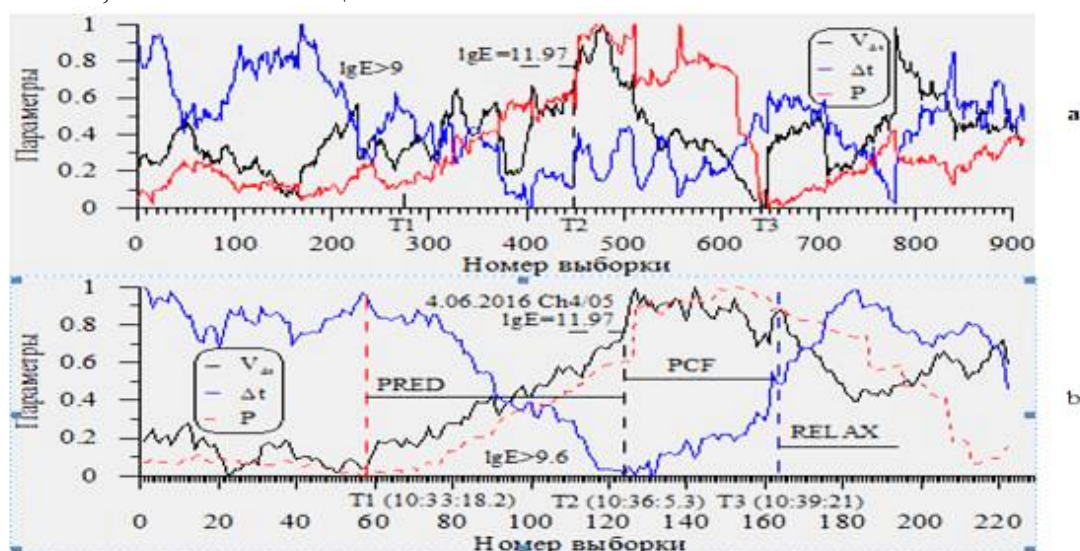


Рис. 1. Зависимость временных параметров V_{Dt} , Dt и удельной мощности P от номера выборки, 4.05.2916, ch 4/05, (a) – $\lg E_{\min} = 9$, (b) – $\lg E_{\min} = 9.6$. $E > \lg 11 - 115$ событий

Таблица. Параметры выявленных очагов разрушения

№ канала	Дата	Время	$\lg E_{\min}$	$\lg E$	t_{PRED} , с	t_{PCF} , с	LQ/LQ1	ΔE
Ch 4/05	04/06/2016	10:36:53	9.6	11.97	192.1	195.7	60/1	2.37
Ch 4/05	04/06/2016	13:42:44		11.85				
Ch 4/05	04/06/2016	11:31_36		11.77				

1. Савельев В. Н. , Розанов А.О. , Савельев Д.В. , Медведев В. Н. , Круглов С. Ю. , Махмудов Х.Ф. Проведение натурных исследований акустических свойств горного массива и бетонной обделки в подземных сооружениях фгуп «гхк» Сборник трудов VII Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов» Материалы опубликованы в авторской редакции. ООО «Буки Веди», г. Москва, 2017г.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ [011] СПЛАВА NiFeGa

Савельева А.Ю.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Николаев В.И.²,
Крымов В.М.²

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

²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия
nasta927@mail.ru

Целью работы явилось изучение эффекта памяти формы в монокристаллах [011] сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ после предварительного деформирования за счет охлаждения под нагрузкой. Монокристаллы сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ с ориентацией [011] выращивали методом Чохральского из затравок с ориентацией [011]. Образцы размером 2,5x2,5x6 мм были подвергнуты гомогенизации при температуре 1200 °С 10 мин с закалкой в воде + отжиг при температуре 600 °С с медленным охлаждением в печи, после чего сплав испытывал превращение L21↔10M при охлаждении и нагревании. Для предварительной деформации образцы устанавливали в испытательную машину Lloyd 30k Plus, оснащенную реверсной рамкой и криотермокамерой. При температуре 140 °С, при которой сплав находится в аустенитном состоянии, образцы деформировали сжатием до различного напряжения 10 – 300 МПа, и охлаждали под постоянным напряжением до температуры 25 °С, при которой сплав находится в мартенситном состоянии. Далее образцы нагревали до температуры 140 °С под напряжением или без напряжения для того, чтобы перевести сплав в аустенитную фазу и реализовать эффект памяти формы.

Полученные результаты показали, что изменение деформации при охлаждении и нагревании под нагрузкой происходит в очень узком интервале температур, что может свидетельствовать о проявлении размерного эффекта (вследствие малости образца мартенситная пластина занимает практически весь его объем). Увеличение напряжения до 20 - 25 МПа приводит к возрастанию величины эффекта памяти формы до 3 – 4%. Дальнейшее увеличение напряжения, действующего при охлаждении, до 150 МПа слабо влияет на эффект памяти формы, а увеличение напряжения от 150 до 200 МПа уменьшает величину обратимой деформации. Установлено, что режим, при котором производили нагревание (под напряжением или без напряжения), влияет на уменьшение величины эффекта памяти формы при увеличении нагрузки от 150 до 200 МПа. Так, если нагревание производили под тем же напряжением, что и охлаждение, то величина эффекта памяти формы уменьшается от 4,1 % до 1,3%. Если же нагревание осуществляли в ненапряженном состоянии, то величина эффекта памяти формы уменьшается от 3,8 до 3,5 %. Сопоставление данных, полученных при нагревании под напряжением и без напряжения, показывает, что основной причиной низкой величины эффекта памяти формы, наблюдаемой при $\sigma = 200$ МПа, является то, что нагревание осуществлялось под напряжением, которое препятствует возврату деформации. Показано, что режим нагревания влияет и на величину необратимой деформации. Так, если нагревание осуществляли под тем же напряжением, что и охлаждение, то необратимая деформация наблюдается даже при $\sigma = 20$ МПа. Если же нагревание производили без нагрузки, то необратимая деформация не наблюдалась до тех пор, пока напряжение, действующее при охлаждении, не превышало 50 МПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (РФФИ) в рамках гранта № 16-08-00346_а

ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ TiNi

Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹, Сибирев А.В.¹, Рубаник В.В.^{2,3},
Рубаник В.В. мл.^{2,3}, Лесота А.В.^{2,3}

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

²Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь

³Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

resnat@mail.ru

Целью работы явилось изучение эффекта стабилизации мартенсита в сплаве TiNi, который заключается в однократном смещении температур обратного перехода при нагревании образцов, предварительно продеформированных в мартенситном состоянии. Плоские образцы с длиной и шириной рабочей части 70 и 4 мм соответственно вырезали из пластины сплава Ti_{49,8}Ni_{50,2} толщиной 0,9 мм методом электроэрозионной резки. После закалки от 800 °С 10 мин в воде и отжига при температуре 500 °С 2 часа сплав испытывал термоупругие мартенситные превращения из кубической В2 фазы в моноклинную В19' фазу при охлаждении и обратный В19' → В2 переход при нагревании при температурах $M_n=42$ °С, $M_k = 30$ °С, $A_n = 57$ °С, $A_k = 74$ °С. Для исследования эффекта стабилизации мартенсита образцы предварительно деформировали при температуре 25 °С, при которой сплав находится в низкотемпературном (мартенситном) состоянии, до различных деформаций 5, 10, 15, 20, 30 и 35 %, разгружали, нагревали до температуры 140 – 200 °С для того, чтобы реализовать обратное мартенситное превращения и инициировать эффект памяти формы. Затем образцы охлаждали и нагревали в интервале температур термоупругих мартенситных переходов для того чтобы изучить эффект обратимой памяти формы. Деформацию образцов определяли с использованием видеоэкстензометра.

Полученные результаты показали, что при нагревании предварительно деформированного сплава Ti_{49,8}Ni_{50,2} проявляется эффект стабилизации мартенсита, заключающийся в том, что температуры эффекта памяти формы при первом нагревании оказываются выше температур эффекта обратимой памяти формы при втором нагревании. То есть, мартенсит в деформированном сплаве при первом нагревании существует до более высоких температур, чем в недеформированном сплаве или при повторном нагреве. Обнаружено, что предварительная деформация образца до величины 35 %, которая близка к критической деформации до разрушения, сопровождается накоплением большой пластической деформации (26,8 %), но это не подавляет эффекта памяти формы, величина которого составляет 3 %. Установлено, что с ростом остаточной деформации температурные интервалы эффектов памяти формы и обратимой памяти формы расширяются. Расширение температурного интервала эффекта памяти формы обусловлено тем, что с ростом остаточной деформации температуры начала и окончания обратного перехода увеличиваются с разным темпом. Расширение температурного интервала эффекта обратимой памяти формы связано с тем, что температуры начала прямого перехода и окончания обратного перехода слабо зависят от остаточной деформации, в то время, как температуры окончания прямого перехода и начала обратного перехода понижаются.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (№17-58-04078-Бел_мол_а) и Белорусского Фонда Фундаментальных Исследований (№Т17РМ-112).

ДЕГРАДАЦИЯ ЭФФЕКТА ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ TiNi

Поникарова И.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н.

*Санкт-Петербургский государственный университет,
г. Санкт-Петербург, Россия,
ivp2001@yandex.ru*

Одним из проявлений необычных функциональных свойств сплавов с памятью формы является эффект обратимой памяти формы (ЭОПФ), при котором сплав способен обратимым образом менять деформацию при многократных охлаждениях и нагревах в интервале температур мартенситных переходов. Вместе с тем известно, что при термоциклировании может наблюдаться деградация этого эффекта, т.е. уменьшение величины обратимой деформации и смещение температур. Предполагается, что деградация эффекта обратимой памяти формы обусловлена релаксацией ориентированных внутренних напряжений. Ранее было показано, что деградация ЭОПФ зависит от максимальной температуры в цикле. Поэтому можно предположить, что релаксация ориентированных внутренних напряжений является термоактивируемым процессом. Поэтому целью данной работы явилось изучение кинетики релаксации внутренних ориентированных напряжений, определяющих величину ЭОПФ, при различных температурах в сплаве TiNi.

В качестве объектов исследования использовали цилиндрические образцы сплава Ti-50.0 ат. %Ni с диаметром рабочей части $d = 4$ мм и длиной 30 мм, которые были закалены в воде (1123 К 20 минут) и отожжены при 773 К 2 часа. После указанной термообработки сплав претерпевал $B2 \leftrightarrow B19'$ мартенситные превращения ($M_s = 332$ К $M_f = 310$ К, $A_s = 340$ К, $A_f = 363$ К). О релаксации внутренних ориентированных напряжений судили по изменению величины ЭОПФ. Для этого цилиндрические образцы предварительно деформировали в режиме кручения по двум схемам. По схеме 1 образцы были изотермически деформированы при комнатной температуре в режиме кручения до деформации 12% и разгружены. По схеме 2: образцы нагревали до температуры 440 К $> A_f$, нагружали до 100 МПа, охлаждали под напряжением до температуры ниже M_f и разгружали. После этого образцы выдерживали при температурах 640 и 700 К в течение различного времени и исследовали ЭОПФ.

Полученные данные показали, что с увеличением температуры выдержки величина эффекта обратимой памяти формы уменьшается с 0,4% после выдержки при 640 К до 0,28% после выдержки при 700 К. При этом температуры мартенситных переходов меняются слабо. Основное уменьшение величина ЭОПФ наблюдается при выдержке от 0 до 60 минут. Дальнейшее увеличение длительности выдержки слабо влияет на изменение деформации за счет ЭОПФ. Установлено, что выдержка при температурах 640 и 700 К в течение 17 часов не приводит к полной релаксации ориентированных внутренних напряжений.

Для описания процесса релаксации внутренних ориентированных напряжений использовали кинетическое уравнение 2-го порядка. Это позволило определить энергию активации процесса релаксации внутренних ориентированных напряжений, которая составила $U=0,9$ эВ (после деформирования по схеме 1) и $U=0,2$ эВ (после деформации по схеме 2). Таким образом, результаты работы показали, что энергия активации релаксации внутренних напряжений после активного деформирования больше, чем после пластичности превращения. Сделано предположение о том, что это может являться причиной того, что эффект обратимой памяти формы оказывается более стабилен в том случае, если предварительную деформацию задавали активным деформированием, чем за счет охлаждения под напряжением.

ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СПЛАВЕ TiNi

Иванов А.М.¹, Демидова Е.С.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹,
Андреев В.А.²

¹Санкт-Петербургский Государственный Университет,
Санкт-Петербург, Россия

²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия
st033007@student.spbu.ru

За последние годы было обнаружено, что в сплавах с памятью формы на основе TiNi термоупругие мартенситные превращения могут быть реализованы в условиях выдержки при постоянной температуре как внутри, так и снаружи температурного интервала прямого превращения. Кинетика этого явления была хорошо изучена, однако функциональные свойства сплавов с памятью формы в условиях изотермической выдержки не исследованы. В связи с этим, целью настоящей работы явилось изучение изменения деформации в условиях выдержки сплава Ni_{50.7}Ti_{49.3} при постоянной температуре вне и внутри температурного интервала прямого мартенситного перехода.

В работе изучали изменение деформации в закаленном сплаве Ti_{49.3}Ni_{50.7}, который претерпевает B2↔B19' мартенситные превращения при температурах $M_n = -58$ °C, $M_k = -74$ °C (температуры начала и конца прямого превращения), $A_n = -30$ °C, $A_k = -16$ °C (температуры начала и конца обратного превращения) при непрерывном охлаждении и нагревании в интервале температур мартенситного перехода и испытывает изотермический переход при выдержке в интервале температур $M_n + 6$ °C ÷ $M_n - 6$ °C. Для изучения изменения деформации во время изотермической выдержки эксперименты проводили в три этапа. На первом этапе образец нагружали до 50 МПа в высокотемпературном состоянии, а затем охлаждали и нагревали через полный температурный интервал мартенситных переходов. На втором этапе образец под нагрузкой 50 МПа охлаждали до температуры выдержки и сразу же нагревали. На третьем этапе образец под нагрузкой 50 МПа охлаждали до температуры выдержки, выдерживали при постоянной температуре 60 минут и нагревали. Изменение деформации за время выдержки определяли как разницу между деформацией, накопленной на третьем и втором этапах. Температуры выдержки выбирали вне и внутри температурного интервала изменения деформации при охлаждении сплава под нагрузкой через полный интервал мартенситных превращений.

Показано, что в условиях выдержки при постоянной температуре происходит накопление деформации в сплаве Ti_{49.3}Ni_{50.7}. Поскольку накопленная деформация восстанавливается при последующем нагреве, то можно сделать вывод, что она связана с термоупругим мартенситным превращением, протекающим при изотермической выдержке. Обнаружено, что при выдержке 60 минут деформация в образце возрастает, но не достигает насыщения. Установлено, что максимальное значение деформации, появившейся при изотермической выдержке, зависит от температуры. Наибольшее накопление деформации наблюдали при выдержке при температуре M_n . Удаление температуры выдержки от температуры начала прямого превращения приводило к уменьшению накопленной при выдержке деформации. Таким образом, в работе впервые было показано, что изотермическое превращение в закаленном сплаве TiNi сопровождается обратимым изменением деформации.

ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ПЕРЕХОДЕ В СПЛАВЕ TiHfNiCu

Демидова Е.С.¹, Беляев С.П.¹, Реснина Н.Н.¹, Шеляков А.В.²

¹Санкт-Петербургский Государственный Университет,
Санкт-Петербург, Россия

²Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ»,
Москва, Россия

[lena-demi@yandex.ru](mailto:lana-demi@yandex.ru)

Термоупругие мартенситные превращения характеризуются атермической кинетикой, что означает, что изменение фазового состава происходит при изменении температуры или нагрузки и не меняется со временем. Однако за последние 10 лет было обнаружено, что прямое мартенситное превращение может быть реализовано в условиях выдержки при постоянной температуре в сплавах с памятью формы на основе TiNi. Это явление наблюдали различными методами, такими как изменение электросопротивления, внутреннего трения, оптическая микроскопия и другие. Стоит заметить, что каждая из используемых методик обладает рядом существенных недостатков, что не позволяет полностью изучить кинетику изотермических мартенситных превращений. Таким образом, важной задачей является применение разных методов для исследования мартенситных переходов в условиях изотермической выдержки и последующее сопоставление результатов.

В сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ прямой мартенситный переход в условиях выдержки при постоянной температуре изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК). Для получения более полной и достоверной информации о кинетике этого процесса необходимо провести исследование другим методом. В связи с этим, целью данной работы явилось исследование изменения электросопротивления при изотермических выдержках вне и внутри температурного интервала прямого перехода в сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ и сравнение результатов исследования с результатами, полученными методом ДСК. Изменение электросопротивления в сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ при изотермических выдержках изучали с использованием специального оборудования группы физики материалов Университета Балеарских островов (Испания).

Показано, что в сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ в условиях выдержки при постоянной температуре вблизи температурного интервала прямого превращения, происходит увеличение электросопротивления. Установлено, что вне зависимости от температуры выдержки электросопротивление возрастает со временем и не достигает насыщения за 60 минут. Показано, что величина электросопротивления, накопленного при изотермической выдержке, зависит от температуры выдержки немонотонно и максимум наблюдается при выдержке при M_n . Сравнение полученных результатов с данными, полученными методом ДСК, показало, что оба метода подтверждают тот факт, что при выдержке в сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ реализуется изотермический мартенситный переход. Однако изменение электросопротивления происходило в более широком интервале температур, чем температурный интервал, в котором наблюдали изотермический переход методом ДСК.

Работа выполнена в рамках мероприятия 6 СПбГУ (номер гранта №6.42.709.2017).

ВЛИЯНИЕ НИЗКОЧАСТОТНЫХ И УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА СТРУКТУРУ АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ

Беляев С.П.¹, Рубаник В.В.^{2,3}, Реснина Н.Н.¹, Рубаник В.В. мл.^{2,3},
Касаткин И.В.¹, Убийвовк Е.В.¹, Шеляков А.В.⁴

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

²Витебский государственный технологический университет,
Витебск, Беларусь

³Институт технической акустики НАН Беларуси,
Витебск, Беларусь

⁴Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
Москва, Россия
spbelayev@mail.ru

Целью работы явилось изучение влияния низкочастотных и ультразвуковых колебаний на структуру аморфных сплавов на основе TiNi. В качестве объектов исследования выбраны аморфные ленты сплавов $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ и $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$, полученные закалкой из расплава. Для того, чтобы подвергнуть аморфную структуру сплавов $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ и $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ механоактивации использовали два метода: низкочастотные колебания в динамическом механическом анализаторе Mettler Toledo (частота 20 Гц, амплитуда 1 и 4 мкм при температурах 25, 200, 400-450 °С) и ультразвуковые колебания в ультразвуковой наковальне (частота 22 кГц, амплитуда 2 и 10 мкм, количество проходов от 2 до 5 при температуре 25 °С) и в волноводе, в который был закреплен один из концов образца (частота 22 кГц, амплитуда 2 и 7 мкм, длительность 1 -5 минут при температуре 25 °С).

Полученные результаты показали, что механоактивация сплавов $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ способствует структурной релаксации в аморфной фазе и приводит к образованию кристаллических нанокластеров (областей с упорядоченным расположением атомов) в аморфной фазе, размеры и распределение которых зависит от состава сплава и параметров механоактивации. В сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ кристаллические кластеры с размерами 3-5 нм образуются в случае, если к образцам приложены механические колебания низкой частоты с большой амплитудой или ультразвуковые колебания. В сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ кристаллические нанокластеры образуются при низкочастотной и ультразвуковой механоактивации вне зависимости от амплитуды колебаний и их длительности. Увеличение температуры низкочастотных колебаний или их амплитуды увеличивает число и размеры кластеров.

Установлено, что ультразвуковая механоактивация приводит к таким же изменениям структуры аморфного сплава, как и низкочастотная механоактивация с большой амплитудой колебаний. Обнаружено, что ультразвуковая обработка в волноводе приводит к неравномерному изменению структуры и свойств материала по длине образца. Сделано заключение о том, что механоактивация сплавов $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ в аморфном состоянии может быть использована как дополнительный инструмент управления кристаллической структурой сплава.

ВОЗВРАТ СВОЙСТВ В ТЕРМОЦИКЛИРОВАННОМ СПЛАВЕ TiNi ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ВЫДЕРЖКАХ

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

*Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия*
alekspb@list.ru

Сплавы с эффектом памяти формы известны своей уникальной способностью во время охлаждения под нагрузкой накапливать деформацию, а при последующем нагреве восстанавливать исходные размеры (эффект памяти формы). Параметры эффектов памяти формы зависят от параметров мартенситных превращений. Эти параметры могут меняться в результате различных воздействий на сплав, так термоциклирование сплавов с эффектом памяти формы приводит к изменению температур и стадийности мартенситных превращений. Это связано с тем, что во время прямого мартенситного превращения в области растущей мартенситной пластины из-за несовместности кристаллических решёток возникают высокие локальные напряжения, их аккомодация вызывает движение дефектов кристаллической решетки и увеличение их плотности. Данный процесс является необратимым при обычных условиях, однако, известно, что в металлах существует явление возврата, то есть полное или частичное восстановление микроструктуры при нагреве. Так как изменение плотности дефектов в сплаве приводит к изменению параметров мартенситных превращений, то необходимо учитывать вклад явления возврата в изменение функциональных свойств при термоциклировании сплавов с эффектом памяти формы. В данной работе исследовано влияние температуры и длительности выдержек на изменения температур мартенситных превращений в сплаве TiNi, предварительно подвергнутого термоциклированию.

Исследование проводили на проволочных образцах сплава TiNi методом 4-х зондового измерения электросопротивления. Образцы были предварительно подвергнуты закалке от 700 °С 10 мин и отжигу при температуре 500 °С в течение 2 часов, после отжига сплав испытывал B2→B19' мартенситное превращение при охлаждении, а при нагреве B19'→B2 превращение. Образцы подвергли 20 термоциклам в интервале температур 200 ÷ 0 °С. В результате термоциклирования изменилась стадийность превращения: при охлаждении сплав стал претерпевать B2→R→B19' превращения, при нагреве B2→B19' мартенситное превращение. Далее образцы подвергались изотермической выдержке при температурах в интервале 100 ÷ 300 °С в течение 20 ÷ 180 мин. После чего выполняли ещё один термоцикл в интервале температур 200 ÷ 0 °С. По зависимостям удельного электросопротивления от температуры методом касательных определяли температуры мартенситных превращений. Установлено, что выдержки при температурах выше 200 °С приводили к восстановлению температур мартенситных превращений и чем выше была температура и больше длительности выдержки, тем интенсивнее восстанавливались температуры. Выдержки при температурах ниже 200 °С приводили к снижению температур в последующем термоцикле. Выдержка при 200 °С не приводила к существенному изменению температур мартенситных превращений, что связано со стабилизацией дислокационной структуры во время предшествующего термоциклирования.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-31-60043 мол_а_дк.

ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ВЛИЯНИЯ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И МЕЖЗЕРЕННОГО ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ НАНОМАТЕРИАЛОВ С ВКЛЮЧЕНИЯМИ

Бобылев С.В.^{1,2}, Кочнев А.С.¹, Скиба Н.В.^{1,2}

¹Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

Наноструктурные материалы (наноматериалы) часто обладают отличными механическими свойствами, которые очень важны для ряда структурных и функциональных применений. На эти свойства оказывают влияние механизмы/моды пластической деформации, действующие в таких материалах и имеющие специфические особенности из-за большого количества границ зерен. В частности, связанная с напряжением миграция границ зерен (ГЗ) представляет собой один из эффективных режимов деформации в наноструктурных материалах. Нами были предложены ряд теоретических моделей [1-5], описывающих миграцию ГЗ в композитах на основе металлов (в частности, композитах металл-графен). В этих моделях, рассматривалась исключительно индуцированная напряжением миграция ГЗ. Но из более ранних работ [6-8] известно, что миграция ГЗ часто сопровождается межзеренным проскальзыванием, и оба механизма могут эффективно аккомодировать друг друга, что приводит к повышению пластичности материала. Как показано в работе [8], это совместное действие межзеренного проскальзывания и миграции ГЗ может увеличивать критический коэффициент интенсивности напряжений трещины в нанокристаллических металлах и керамиках до 3 и более раз. В настоящей работе подход, разработанный в [8], распространен на наноматериалы, содержащие включения второй фазы, а именно: описана работа кооперативного процесса межзеренного проскальзывания и миграции ГЗ вблизи вершины растущей трещины и проанализировано его влияние на вязкость разрушения материала.

Геометрия этого механизма деформации схематически представлена на рис. 1. На рис. 1а изображен двумерный фрагмент деформируемого нанокристаллического образца. Следуя дисклинационному подходу [1], межзеренное проскальзывание преобразует начальную конфигурацию ГЗ I (рис. 1b) в конфигурацию II (рис. 1c) и приводит к образованию диполя клиновых дисклинаций AC в конфигурации II, характеризующихся мощностями $\pm\omega$, равными по модулю углу разориентировки ГЗ AB, которая полагается симметричной граница наклона. Если параллельно с межзеренным проскальзыванием осуществляется индуцированная напряжением миграция ГЗ, то поля напряжений дефектов, создаваемых проскальзыванием, частично аккомодируются дефектами, создаваемыми в результате миграции. Однако, в отличие от [1], в нашем случае миграция ГЗ частично затруднена наличием неподвижных включений в материале. Для простоты мы рассмотрим здесь случай, когда включение находится прямо на мигрирующей ГЗ. Следуя модели миграции ГЗ в материале с включениями, предложенной в [2], сегмент BC границы AD остается неподвижным (из-за наличия неподвижного включения), тогда как сегменты AD и EB мигрируют в новые позиции A'D' и E'F'. В результате совместный процесс межзеренного проскальзывания и миграции ГЗ преобразует начальную конфигурацию I (рис. 1b) в конечную конфигурацию III (рис. 1d). В рамках дисклинационной модели этот совместный процесс формирует ансамбль из 8 клиновых дисклинаций.

Для того, чтобы оценить эффект ансамбля дисклинаций, генерируемых рассматриваемым механизмом деформации, на рост трещины, мы сравнили критическое значение коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} , учитывающего дисклинационные де-

фекты, с коэффициентом K_{IC}^{br} интенсивности напряжений для чисто хрупкого разрушения. Для этого использовался стандартный критерий роста трещины [8], основанный на балансе между движущей силой, связанной с уменьшением упругой энергии и тормозящей силой, связанной с возникновением новой свободной поверхности во время роста трещины. Подробные расчеты см. в работе [9].

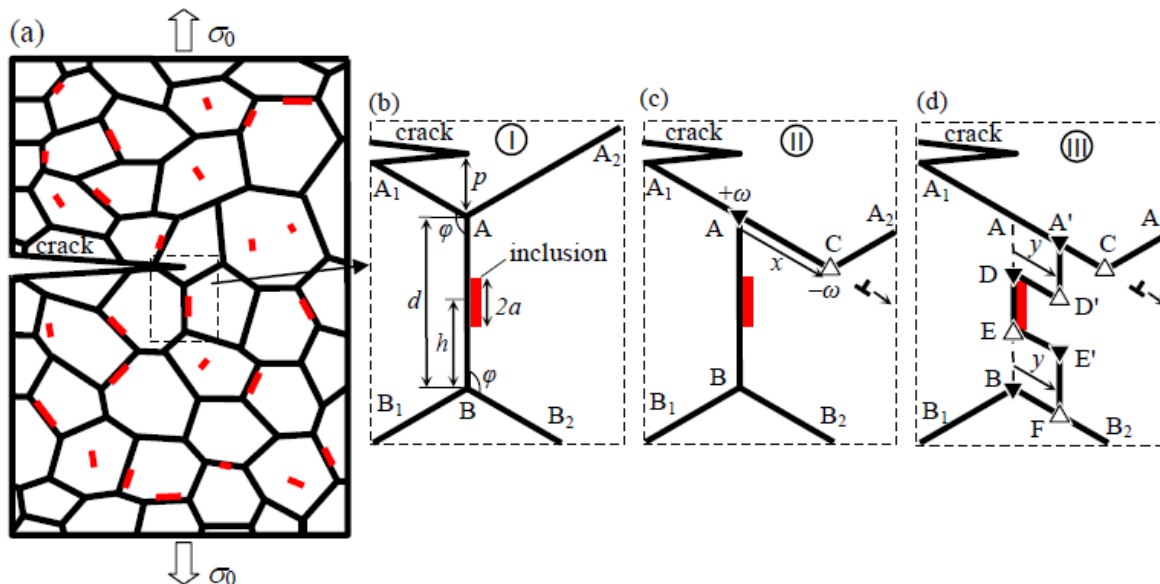


Рис. 1. Зернограничные деформационные процессы в нанокристаллическом образце с включениями вблизи вершины трещины. (a) Общий вид образца. (b) Начальная конфигурация I ГЗ. (c) Конфигурация II является результатом межзеренного проскальзывания, в результате которого образуется дисклинационный диполь AC. (d) Конфигурация III является результатом совместного действия межзеренного проскальзывания и миграции ГЗ.

Ниже приведены результаты расчетов отношения K_{IC} / K_{IC}^{br} на примере алюминиевого сплава (Al-3Mg-0.2Sc, содержащего включения Al_3Sc) для значений $p = d = 50$ нм и разных значений ω . Для случая внутризеренной трещины и значений $h = 0.5d$, $a = 0.1d$, задающих размер и положение включения, расчеты дают следующее (смысл параметров см. на рис. 1). При $\omega = 45^\circ$ – $K_{IC} / K_{IC}^{br} \approx 1.31$; при $\omega = 30^\circ$ – $K_{IC} / K_{IC}^{br} \approx 1.59$; при $\omega = 15^\circ$ – $K_{IC} / K_{IC}^{br} \approx 3.11$.

Для случая межзеренной трещины (и тех же самых значений параметров, что и выше) мы получили: при $\omega = 45^\circ$ – $K_{IC} / K_{IC}^{br} \approx 1.29$; при $\omega = 30^\circ$ – $K_{IC} / K_{IC}^{br} \approx 1.40$; при $\omega = 15^\circ$ – $K_{IC} / K_{IC}^{br} \approx 3.14$. Как видно, значения K_{IC} / K_{IC}^{br} для внутри- и межзеренных трещин очень близки (по крайней мере, в случаях $\omega = 30^\circ$ and 45°).

На рис. 2 приведены зависимости отношения от размера зерна и полуширины включения a . Рис. 2a. показывает, что при увеличении размера зерна от 10 до 100 нм отношение K_{IC} / K_{IC}^{br} уменьшается. Эта тенденция позволяет сделать вывод о том, что предлагаемый кооперативный механизм скольжения и миграции ГЗ наиболее эффективно влияет на вязкость разрушения в материалах с самыми малыми размерами зерен. Рис. 2b демонстрирует, что отношение K_{IC} / K_{IC}^{br} монотонно уменьшается с увеличением длины включения, что согласуется с результатами, полученными в работе [2], где было показано, что миграция ГЗ (выраженная в виде равновесного расстояния миграции) подавляется для более длинных включений.

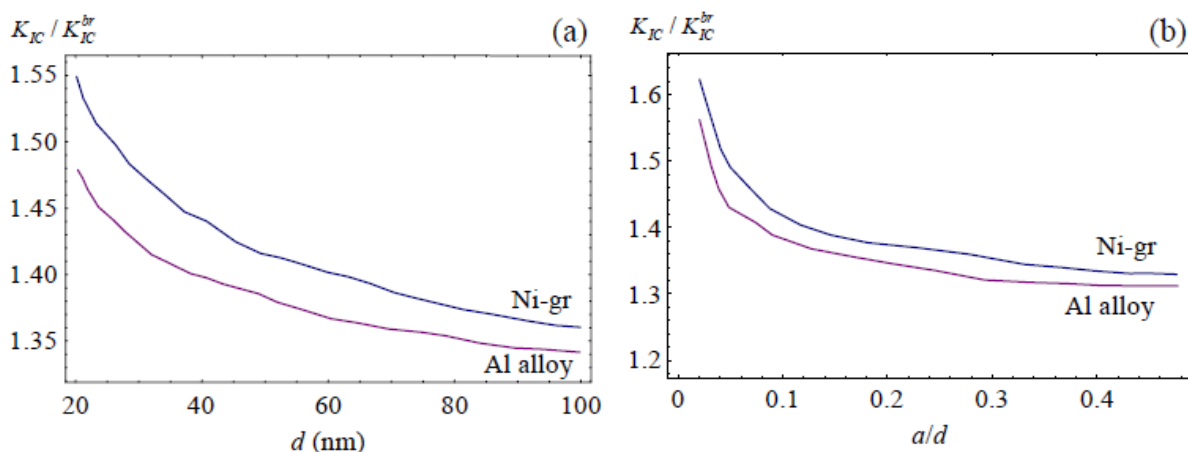


Рис. 2. Зависимости нормализованного критического коэффициента интенсивности напряжений в случае межзеренной трещины в композите Ni-графен и сплаве на основе алюминия от (а) размера зерна d ; (б) полуширины включения a

Сделанные теоретические оценки значений K_{IC} / K_{IC}^{br} позволяют сформулировать следующие выводы: (а) условия протекания механизма совместного межзеренного скольжения и миграции ГЗ вблизи вершин внутри- и межзеренных трещин практически одинаковы; (б) влияние этого же механизма на релаксацию локальных напряжений вблизи вершин внутри- и межзеренных трещин также практически одинаково; и, следовательно, (в) влияние описываемого кооперативного механизма на рост трещин в случаях внутри- и межзеренного разрушения практически одинаково; (г) наиболее важным параметром, влияющим на вязкость разрушения, является размер включения, а положение включения относительно плоскости ГЗ не слишком важно.

Сравнение с результатами более ранней модели [1] для случая материала без включений показывает, что присутствие включений в материале снижает значение K_{IC} / K_{IC}^{br} примерно на 25%, что ожидаемо, так как пластичность, связанная с миграцией ГЗ, подавляется включениями.

Список литературы

1. I.A. Ovid'ko, A.G. Sheinerman and E.C. Aifantis // *Acta Mater.* **59** (2011) 5023.
2. S.V. Bobylev, N.F. Morozov and I.A. Ovid'ko // *Dokl. Phys.* **62** (2017) 124.
3. A.E. Romanov and V.I. Vladimirov, In: *Dislocations in solids*, vol. 9, ed. by F.R.N. Nabarro (North Holland, Amsterdam, 1992), p. 191.
4. N.F. Morozov, I.A. Ovid'ko, A.G. Sheinerman and E.C. Aifantis // *J. Mech. Phys. Solids* **58** (2010) 1088.
5. J.P. Hirth and J. Lothe, *Theory of dislocations* (Wiley, New York, 1982).
6. G.E. Beltz, D.M. Lipkin and L.L. Fischer // *Phys. Rev. Lett.* **82** (1999) 4468.
7. A.P. Sutton and R.W. Balluffi // *Acta Metall.* **35** (1987) 2177.
8. G.R. Irwin // *J. Appl. Mech.* **24** (1957) 361.
9. S.V. Bobylev, A.S. Kochnev, N.V. Skiba // *Rev. Adv. Mater. Sci.* **52** (2017) 5.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ СПЛАВА Al-0.4Zr, ПОДВЕРГНУТОГО СТАРЕНИЮ

Мавлютов А.М.^{1*}, Латынина Т.А.¹, Мурашкин М.Ю.^{2,3},
Валиев Р.З.^{2,3}, Орлова Т.С.^{1,4}

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

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

³Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

⁴Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

*a.m.mavlyutov@gmail.com

В настоящее время к используемым в качестве проводников алюминиевым сплавам предъявляются такие требования, как повышенная термостойкость, высокие показатели прочности и электропроводности. Известно, что в нелегированном Al длительная эксплуатация при температурах выше 90 °C приводит к рекристаллизации и, соответственно, деградации прочностных свойств [1]. Легирование алюминия переходными металлами, в частности цирконием, в количестве до 1 мас.% является эффективным способом повышения термостойкости [2]. Однако для сплавов системы Al-Zr характерны низкие показатели прочности, в связи с этим в последнее время большое внимание уделялось увеличению прочности сплавов Al-Zr путем различной деформационно-термической обработки [2]. Между тем, влияние интенсивной пластической деформации, являющейся эффективным способом повышения прочностных свойств металлов и сплавов, на микроструктуру и функциональные свойства алюминиево-циркониевых сплавов ранее практически не исследовалось. В данной работе исследовано влияние интенсивной пластической деформации кручением под давлением (ИПДК) на микроструктуру, результирующие механические и электрические свойства и термостабильность сплава Al-0.4Zr (мас.%), предварительно подвергнутого старению.

Исходные образцы, полученные методом совмещенного литья и прокатки (далее «образцы Л-П») [3] были подвергнуты старению при 375 °C в течение 60 ч (образцы СТ). После старения образцы были обработаны ИПДК на 10 оборотов при комнатной температуре (КТ) под давлением 6 ГПа (образцы СТ+ИПДК) [4]. Эволюция микроструктуры образцов в ходе данной деформационно-термической обработки была исследована методами рентгеноструктурного анализа (РСА), дифракции обратнорассеянных электронов (ДОРЭ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). На рис. 1,а представлена микроструктура сплава Al-0.4Zr в состоянии Л-П. В теле некоторых зерен видны отдельные дислокации и дислокационные субграницы. Различие контраста внутри отдельных зерен указывает на высокий уровень внутренних напряжений, что согласуется с результатами РСА. На рис. 1,б представлена микроструктура сплава Al-0.4Zr в состоянии СТ. Как видно, в результате старения в структуре материала образовались наноразмерные частицы вторичной фазы, гомогенно распределенные в алюминиевой матрице. Картина микродифракции (вставка на рис. 1,б) и наличие на ней дополнительных структурных рефлексов (указаны стрелками) позволяют идентифицировать эти частицы как фазу Al₃Zr метастабильной модификации L1₂ [2]. Обработка ИПДК приводит к существенному снижению количества наноразмерных частиц (рис. 1,в). На картине микродифракции (вставка на рис. 1,в) отсутствуют дополнительные рефлексы. Таким образом, обработка ИПДК приводит к растворению большинства наночастиц Al₃Zr и коагуляции оставшихся частиц. Параметры микроструктуры, опре-

деленные на основе РСА, ДОРЭ и ПЭМ представлены в таблице 1. Следует отметить, что все изученные состояния имеют ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру.

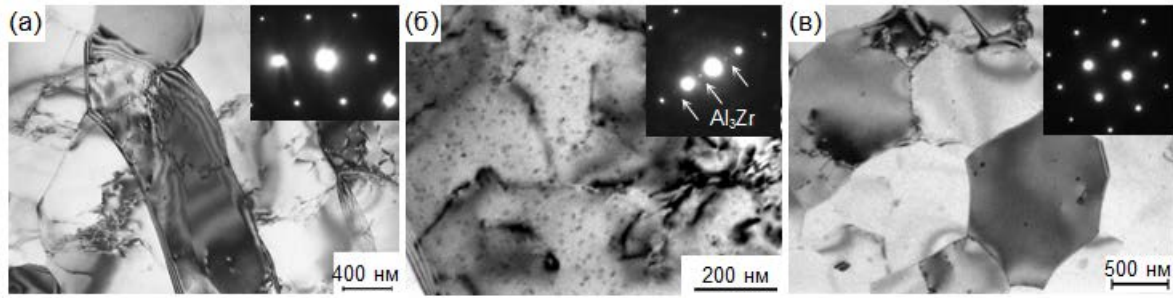


Рис. 1. Микроструктура сплава Al–0.4Zr в исходном состоянии (а), после старения при 375 °С в течение 60 ч (б) и последующей обработки ИПДК при КТ (в)

Таблица 1. Параметры микроструктуры сплава Al–0.4Zr. d_{av} – средний размер зерна, $f_{\geq 15}$ – доля большеугловых границ зерен, L_{dis} – плотность дислокаций, d_{pt} – средний размер частиц вторичной фазы, n_{pt} – концентрация частиц вторичной фазы, V_{pt} – объемная доля частиц вторичной фазы, C_{Zr}^{sol} – концентрация атомов Zr в твердом растворе

Состояние	d_{av} , нм	$f_{\geq 15}$, %	L_{dis} , м ⁻²	d_{pt} , нм	n_{pt} , м ⁻³	V_{pt} , %	C_{Zr}^{sol} , мас.%
Л–П	1200±550	25	$9.4 \cdot 10^{12}$	–	–	–	0.39
СТ	2100±1150	47	–	13±2	$(3.63 \pm 0.60) \cdot 10^{21}$	0.38	0.08
СТ+ИПДК	820±220	78	$4.3 \cdot 10^{12}$	56±23	$(6.5 \pm 0.80) \cdot 10^{18}$	0.22	0.21

Для аттестации механических свойств сплава были проведены измерения микротвердости и испытания на одноосное растяжение. Измерения удельного электрического сопротивления были проведены четырехточечным методом в интервале температур 77–293 К. Результаты измерений представлены в таблице 2. На основе данных об эволюции микроструктуры (таблица 1) была проведена оценка вкладов различных механизмов в упрочнение и удельное сопротивление сплава. На рис. 2 представлены результаты этих оценок в сравнении с экспериментально полученными данными изменения условного предела текучести ($\sigma_{0.2}$) (рис. 2,а) и удельного сопротивления при 77 К (ρ_{77}) (рис. 2,б).

Таблица 2. Механические и электрические свойства сплава Al–0.4Zr. H_V – микротвердость, $\sigma_{0.2}^{exp}$ – условный предел текучести, σ_{UTS} – предел прочности, δ – относительное удлинение до разрушения, ω – удельная электропроводность при 293 К, ρ_{77} – удельное сопротивление при 77 К

Состояние	H_V , МПа	$\sigma_{0.2}^{exp}$, МПа	σ_{UTS} , МПа	δ , %	ω , % IACS	ρ_{77} , нОм·м
Л–П	469±10	117±2	128±2	26±1	50.7	9.52
СТ	399±22	72±6	95±4	27±2	58.8	4.26
СТ+ИПДК	439±11	96±2	118±2	28±1	55.8	6.92
СТ+ИПДК+150 °С	508±8	–	–	–	55.6	7.08
СТ+ИПДК+230 °С	463±7	137±2	142±1	18±1	58.3	5.90

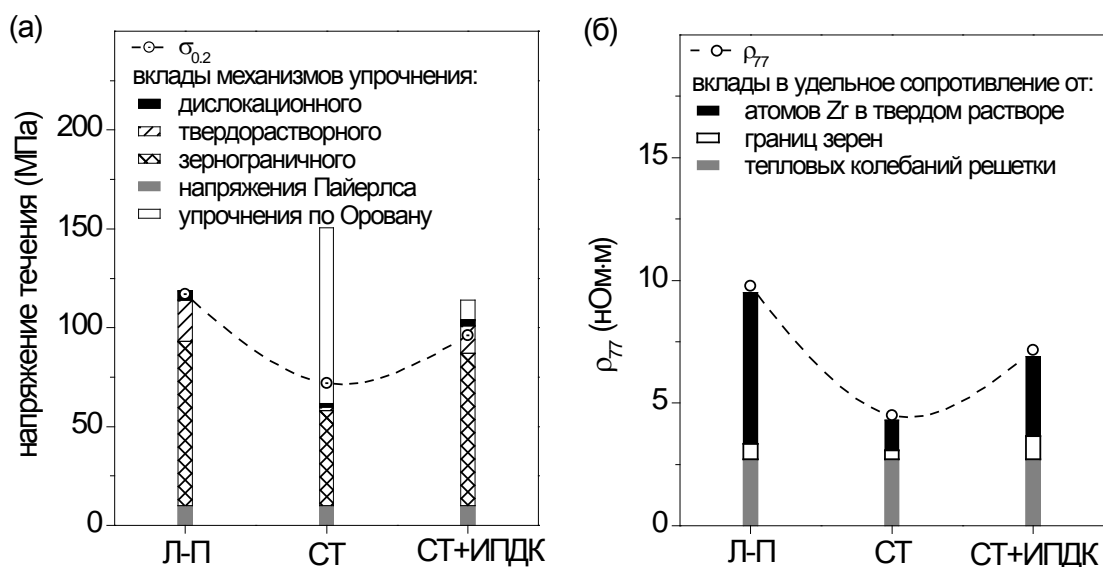


Рис. 2. Оценки вкладов различных механизмов в упрочнение (а) и удельное сопротивление (б) в сравнении с экспериментальными данными изменения условного предела текучести и удельного сопротивления при 77 К образцов сплава Al-0.4Zr

Анализ вкладов механизмов упрочнения и рассеяния заряда показал, что удельное сопротивление УМЗ сплава зависит, главным образом, от концентрации Zr в твердом растворе, а прочностные свойства преимущественно контролируется зернограничным механизмом упрочнения. Механизм дисперсионного упрочнения подавляется в этой УМЗ структуре, несмотря на наличие наноразмерных дисперснораспределенных частиц вторичной фазы Al_3Zr .

Термическая стабильность прочностных и электрических свойств образцов СТ+ИПДК была исследована посредством отжига в течение 1 ч в интервале температур 90–400 °C (рис. 3). Обнаружен эффект упрочнения УМЗ сплава при отжиге в интервале температур 90–230 °C. Продемонстрирована термостабильность повышенных механических свойств УМЗ сплава Al-0.4Zr при температурах длительной эксплуатации до 150 °C, что открывает возможности улучшения функциональных свойств проводниковых материалов на основе алюминиево-циркониевых сплавов.

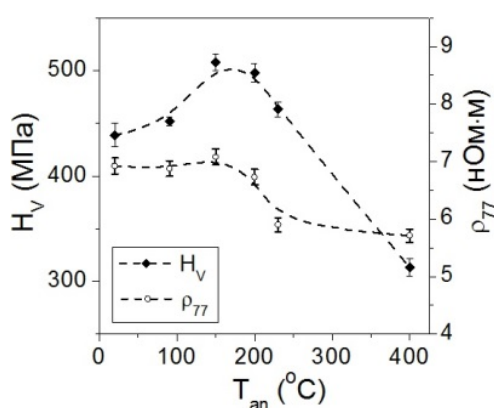


Рис. 3. Зависимость микротвердости и удельного сопротивления образцов сплава Al-0.4Zr, подвергнутых старению и обработке ИПДК, от температуры отжига

1. Kiessling F., Nefzger, P., Nolasco, J.F., Kaintzyk, U. Overhead power lines: planning, design, construction, Springer, 2014.
2. Knipling K.E., Dunand D.C., Seidman D.N. // Zeitschrift für Metallkunde **97** (2006) 246.
3. Machine for the continuous casting of metal rods, US 2659948 A: 1953.
4. Zhilyaev A.P., Langdon T.G. // Prog. Mat. Sci. **53** (2008) 893.

НАПРЯЖЕНИЯ НЕСООТВЕТСТВИЯ И МЕХАНИЗМЫ ЕГО РЕЛАКСАЦИИ В НЕОДНОРОДНОЙ СФЕРИЧЕСКОЙ НАНОЧАСТИЦЕ С ЯДРОМ В ФОРМЕ УСЕЧЕННОГО ШАРА

Колесникова А.Л.^{1,2}, Михеев Д.С.³, Гуткин М.Ю.¹⁻³, Романов А.Е.^{2,4}

¹Институт проблем машиноведения РАН, С.-Петербург, Россия

²Университет ИТМО, С.-Петербург, Россия

³Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, С.-Петербург, Россия

⁴Физико-технический институт имени А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия

annakolesnikovaphysics@gmail.com; ds.mikheev@mail.ru;

m.y.gutkin@gmail.com; aer@mail.ioffe.ru

Начиная с 50-х годов прошлого века, задачи теории упругости о включениях остаются актуальными для механики и физики неоднородных материалов и твердотельных гетероструктур [1-4]. Полученные решения служат основой для построения теоретических моделей их эффективных упругих свойств, пластической деформации и разрушения. Аналитические решения для упругих полей и энергий сферических и эллипсоидальных включений хорошо известны и широко используются в различных приложениях для композитных и неоднородных материалов. В частности, особое внимание уделяется теоретическому описанию напряжений и деформаций несоответствия и механизмов их релаксации в полупроводниковых наноструктурах, содержащих квантовые точки и нанопроволоки [5-7]. Имеется также ряд аналитических решений для включений, имеющих форму, отличную от эллипсоидальной или сферической [4]. В частности, известны работы, посвященные включениям в форме цилиндра конечной длины и полусфера (см. работу [8] и приведенные в ней ссылки).

В настоящей работе решена граничная задача теории упругости для усеченного сферического включения, находящегося в осесимметричном положении в упругом шаре с теми же изотропными упругими постоянными.

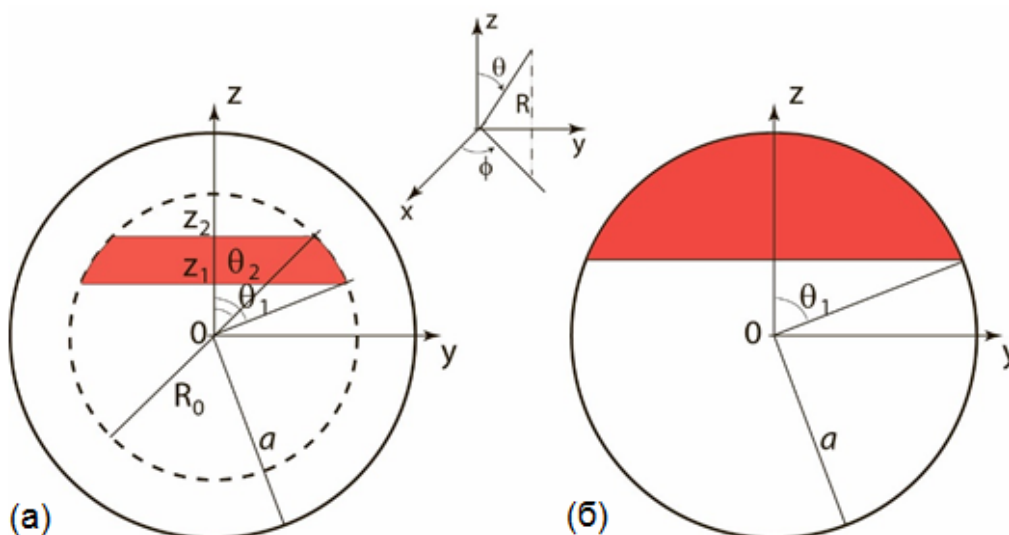


Рис. 1. Геометрические схемы дилатационного включения в форме усеченного шарового сегмента в упругом шаре (а) и композитной частицы-яруса (б); R_0 – радиус сферы, в которую вписано включение, a – радиус шара (частицы)

Решение получено методом Лурье [9] в виде суммы двух слагаемых, $\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^{\infty} + \sigma'_{ij}$, первое из которых – это поле напряжений усеченного сферического включения в бесконечной среде [8], а второе – дополнительное поле напряжений, обеспечивающее вы-

полнение граничных условий на свободной поверхности шара. Первое слагаемое было представлено в виде ряда с полиномами Лежандра [8]. Для расчета второго использовалось общее решение внутренней аксиально-симметричной задачи теории упругости в сферических координатах [9] в виде рядов, в которых коэффициенты определялись из граничных условий задачи: $\sigma_{RR} = 0$ и $\sigma_{R\theta} = 0$. В результате были найдены аналитические выражения для компонент напряжений и перемещений от усеченного сферического включения в упругом шаре.

На рис. 2 для примера показаны карты напряжений от полусферического дилатационного включения радиусом $a/2$, расположенного в упругом шаре радиусом a таким образом, что основание включения лежит в экваториальной плоскости шара. Карты построены в декартовой системе координат (x, y, z) для меридионального сечения шара. При этом компоненты напряжений рассчитаны в цилиндрической системе координат (r, φ, z) для удобства последующего анализа с точки зрения возможных механизмов их релаксации за счет образования различных дефектов несоответствия.

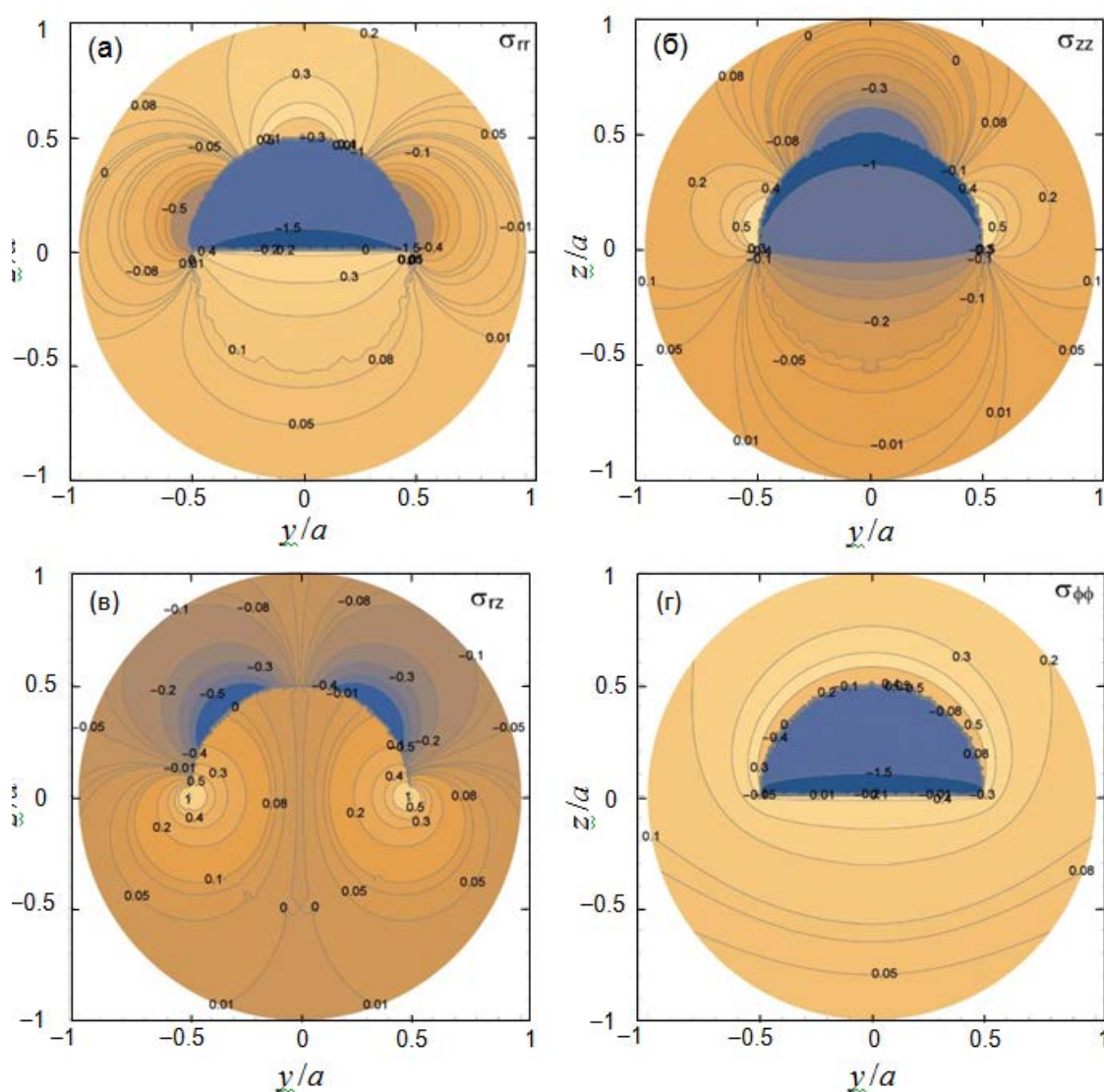


Рис. 2. Карты напряжений полусферического дилатационного включения радиусом $a/2$ в упругом шаре радиусом a . Компоненты напряжений приведены в цилиндрической системе координат (r, φ, z) : (а) σ_{rr} , (б) σ_{zz} , (в) σ_{rz} , (г) $\sigma_{\phi\phi}$. Значения напряжений даны в единицах $G\varepsilon^*(1+\nu)/(1-\nu)$, где G – модуль сдвига, ε^* – величина собственной деформации включения, ν – коэффициент Пуассона. Расчеты сделаны для материала с $\nu=0.3$

Для проверки выполнения граничных условий задачи исследовались компоненты поля напряжений в сферической системе координат. На рис. 3 приведены графики распределения по углу θ компонент σ_{RR} и $\sigma_{R\theta}$ по свободной поверхности шара в случае отсутствия (графики сверху) и наличия (графики снизу) в решении $\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^{\infty} + \sigma'_{ij}$ второго слагаемого σ'_{ij} . Как видно, присутствие этого слагаемого обеспечивает выполнение граничных условий с достаточной точностью.

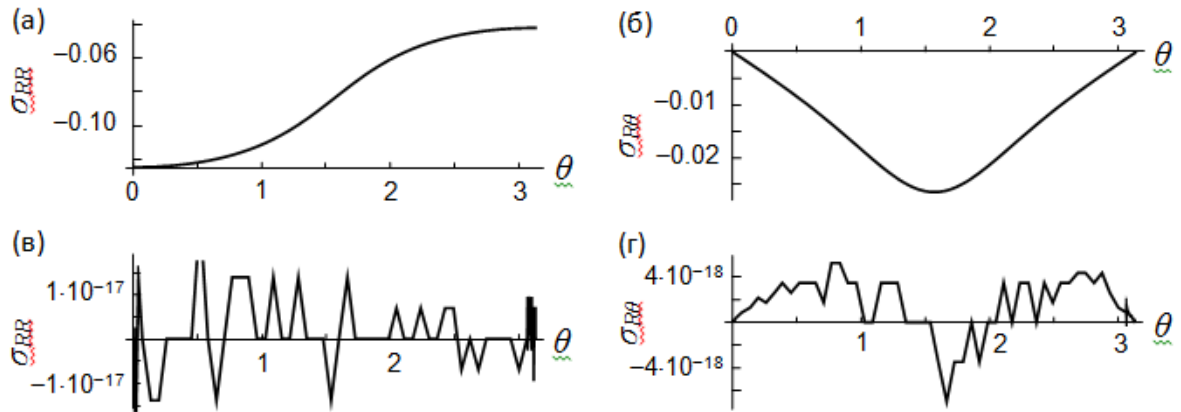


Рис. 3. Зависимость напряжений σ_{RR} (а, в) и $\sigma_{R\theta}$ (б, г) от угла θ на свободной поверхности упругого шара, содержащего полусферическое дилатационное включение, при отсутствии (а, б) и наличии (в, г) в общем решении дополнительных слагаемых σ'_{RR} (а, в) и $\sigma'_{R\theta}$ (б, г). Значения напряжений даны в единицах $G\varepsilon^*(1+\nu)/(1-\nu)$ для $\nu=0.3$

Исходя из характера распределения упругого поля σ_{zz} на рис. 2(б), можно предположить, что эффективным каналом релаксации напряжений несоответствия в реальной композитной наночастице с ядром в виде аксиальной полусферы с основанием, лежащим в экваториальной плоскости наночастицы, может служить образование вокруг включения круговой призматической петли дислокации несоответствия. Анализ условий формирования таких петель в композитных наночастицах типа «сферическое ядро – оболочка» дан в работах [10–12]. Полученное решение позволяет ставить и решать подобные задачи для аксиально-симметричных ядер в виде произвольной усеченной сферы.

Список литературы

1. Eshelby J.D., Proc. Roy. Soc. A 241 (1957) 376; 252 (1959) 546.
2. Mura T. Micromechanics of Defects in Solids. Martinus Nijhoff, Boston, 1987.
3. Gutkin M.Yu., Rev. Adv. Mater. Sci. 13 (2006) 125.
4. Zhou K. et al., Mech. Mater. 60 (2013) 144.
5. Jain S.C. et al., Semicond. Sci. Technol. 11 (1996) 641.
6. Kolesnikova A.L. et al. Phil. Mag. Lett. 84 (2004) 501.
7. Ovid'ko I.A., Sheinerman A.G., Adv. Phys. 55 (2006) 627.
8. Kolesnikova A.L. et al., Int. J. Sol. Struct. 2018, in press.
9. Лурье А.И. Пространственные задачи теории упругости. М., Государственное издательство технико-теоретической литературы, 1955, 491 с.
10. Gutkin M.Yu., Intern. J. Eng. Sci. 61 (2012) 59.
11. Гуткин М.Ю. и др., ФТТ 56 (2014) 695.
12. Gutkin M.Yu. et al., Scr. Mater. 83 (2014) 1.

КОЛЛЕКТИВНАЯ ДИНАМИКА ДИСЛОКАЦИЙ ВБЛИЗИ КЛИНОВЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ И ПОР ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Гуткин М.Ю.¹⁻³, Ржавцев Е.А.¹

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия,

² Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия,

³ Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

Egor.rzhavtsev@gmail.com

Проблема теоретического описания механизмов и закономерностей формирования различных неоднородных дислокационных структур при пластическом течении кристаллических материалов уже долгие годы остается в центре внимания многих исследователей. С одной стороны, традиционно большой интерес вызывают процессы формирования ультрамелкозернистой структуры в конструкционных поликристаллических материалах, поскольку такие материалы отличаются уникальными прочностными свойствами (см., например, [1–3]). С другой стороны, не меньшее внимание привлекает развитие дислокационных структур в процессе релаксации остаточных механических напряжений в функциональных полупроводниковых гетероэпитаксиальных системах, в частности, при эпитаксиальном выращивании широкозонных полупроводниковых гетероструктур на основе нитрида галлия (GaN) [4].

С развитием науки появляются новые вопросы, ответы на которые еще не получены. Одним из таких вопросов является выявление основных механизмов измельчения зеренной структуры путем интенсивной пластической деформации. Другим является изучение влияния пористости на эволюцию проникающих дислокаций (ПД) в зарощенном слое GaN, поскольку формирование промежуточных пористых слоев может служить эффективным методом снижения плотности ПД и, как следствие, существенного улучшения качества кристалла.

Целью данной работы является построение компьютерных моделей, которые бы наглядно описывали физические процессы формирования и эволюции дислокационных структур в ударно деформируемых металлических материалах и в растущих полупроводниковых гетероструктурах при различной начальной дефектной структуре материала. Для достижения поставленной цели использовался метод двумерной дискретной дислокационной динамики, который ранее уже применялся для анализа динамики формирования различных дислокационных структур в условиях внешних воздействий [5].

В основе компьютерных моделей [6, 7] было предположение о том, что в сильно неравновесных условиях ударной волны сжатия на границах формирующихся в материале субзерен имеются скачки угла разориентировки, которые эффективно описываются как места залегания частичных клиновидных дисклинаций [8]. Было показано [6, 7], что с помощью своих упругих полей эти дисклинационные структуры «захватывают» скользящие мимо них дислокации, формируя новые устойчивые дислокационные конфигурации типа оборванных стенок и понижая общую энергию начальной дисклинационной структуры. В настоящей работе проводилось моделирование процесса формирования подобных стенок для различных конфигураций дисклинационных структур с нулевым суммарным вектором Франка [8]. Расчетная ячейка представляла собой прямоугольное субзерно с размерами 400×100 нм и характеристиками алюминиевого сплава Д16. На большом удалении от дисклинаций, на линиях $x = \pm 200$ нм (предполагаемые границы субзерна), в момент времени $t = 0$ под действием приложенного сдвигового напряжения τ начиналась генерация краевых дислокаций с векторами Бюргерса $\pm \mathbf{b}$,

направленными вдоль оси x . Распределение дислокаций вдоль оси y и моменты их появления задавались генератором случайных чисел, а плоскости $y = const$ служили плоскостями скольжения дислокаций. При генерации каждой дислокации на границе появлялась неподвижная дислокация противоположного знака. Если в процессе моделирования расстояние между двумя дислокациями становилось меньше $3a$ (a – параметр решетки), то считалось, что дислокации аннигилируют. Уравнение движения i -й дислокации бралось в обычном виде [7]: $m\ddot{x}_i + \beta\dot{x}_i = F_i$, $i = 1, 2, \dots, N$, где $m = \rho b^2 / 2$ – эффективная масса дислокации, x_i , \dot{x}_i , \ddot{x}_i – ее координата, скорость и ускорение, ρ – плотность материала, β – коэффициент динамического трения, F_i – суммарная сила, действующая на дислокацию, N – общее число подвижных дислокаций, генерированных за время проведения одного численного эксперимента. На рис.1 представлены конечные микроструктуры, сформировавшаяся за 10 нс в результате прохождения ударной волны в сплаве Д16 для дипольной, квадрупольной и мультипольной конфигурации дисклинаций.

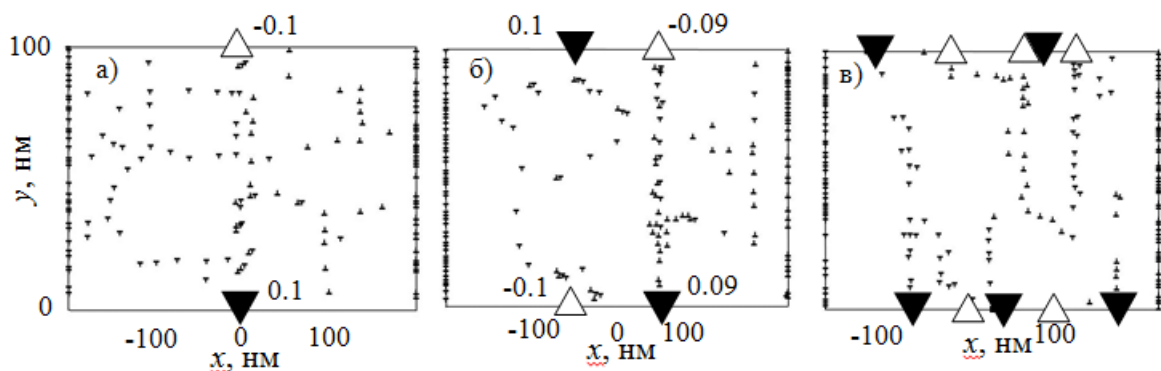


Рис. 1. Конечная дислокационная структура через 10 нс после начала моделирования в случае: а) диполя, б) квадруполя и в) произвольного октуполя дисклинаций. Рядом со значками дисклинаций проставлена их мощность в радианах. Величина средней мощности дисклинаций в октуполе равна 0.1

Предполагается, что за время действия импульса сдвиговых напряжений во всех трех рассмотренных выше случаях (по экспериментальным данным [9] оно составляло 650 нс) произойдет насыщение сформировавшихся стенок краевыми дислокациями, быстрая трансформация малоугловых границ зерен в большеугловые и, тем самым, завершится процесс фрагментации субзерен. В целом, полученные в результате моделирования дислокационные структуры (окончательный размер и вид сформировавшихся фрагментов) визуально схожи со структурами, наблюдавшимися в ударных экспериментах [9–10]. Внешнее напряжение 0.5 ГПа, при котором формируются модельные дислокационные структуры, также совпадает с экспериментальным [9].

Математическая модель для исследования динамики ПД вблизи пор была построена аналогично предыдущему случаю. Отличия заключались в том, что расчетная ячейка представляла собой прямоугольную область с размерами 200×100 нм, в центр которой помещалась пора со свободной поверхностью, а значения параметров системы выбирались для кристалла GaN. Все расчеты проводились для $N = 250$ дислокаций, каждая из которых начинала свое движение с линий $x = \pm x_m = \pm 120$ нм за пределами области моделирования. Примеры результатов проведенных расчетов представлены на рис. 2 в виде карт конечного распределения ПД вблизи поры. Здесь рассмотрены три случая формирования дислокационной структуры при разных значениях радиуса поры: $R = 1$ нм (а), 10 нм (б) и 30 нм (в).

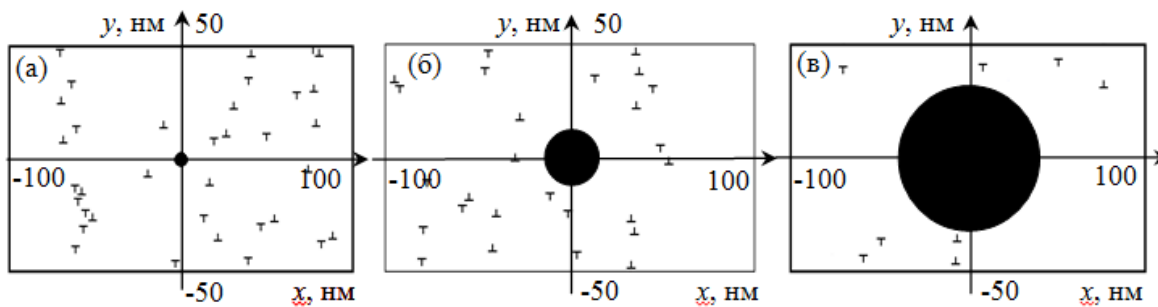


Рис. 2. Карты распределения проникающих дислокаций через 10 нс после начала моделирования вблизи цилиндрической поры радиусом 1 нм (а), 10 нм (б) и 30 нм (в) в области с размерами $200 \times 100 \text{ нм}^2$, к которой приложено однородное одноосное растягивающее напряжение 10 ГПа под углом 45° к оси x

Проведенное компьютерное моделирование дискретной динамики ПД показало, что создание пор является эффективным способом контроля плотности ПД, генерируемых в процессе релаксации напряжений несоответствия в эпитаксиальных слоях GaN. Полученные результаты говорят о том, что увеличение доли поверхности пор на поверхности слоя до 2 % должно приводить к снижению конечной плотности ПД примерно в 1.5 раза, а увеличение этой доли до 15 % – примерно в 4.5 раза.

Список литературы

1. В.В. Рыбин. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М.: Металлургия, 1986, 224 с.
2. Р.З. Валиев, И.В.Александров. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000, 272 с.
3. Н.Ю. Золоторевский, В.В. Рыбин. Фрагментация и текстуробразование при деформации металлических материалов. СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2014, 208 с.
4. Marino, N. Faralli, T. Palacios, D.K. Ferry, S.M. Goodnick, M. Saraniti. Effects of threading dislocations on AlGaIn/GaN high-electron mobility transistors. *IEEE Trans. Electron Devices*, 2010, Vol. 57, No 1, P. 353-360.
5. N.M. Ghoniem, R.J. Amodeo. Dislocation dynamics I: A proposed methodology for dislocation micromechanics. *Phys. Rev B*, 1990, Vol. 41, Issue 10, P. 6958.
6. Е.А. Rzhavtsev, М.Ю. Gutkin. Computer simulation of fragmentation processes in FCC metals under shock compression by 2D dislocation-disclination dynamics // *Scr. Mater.*, 2015, Vol. 100, p. 102-105.
7. М.Ю. Гуткин, Е.А. Ржавцев. Динамика формирования малоугловых границ наклона в металлах и сплавах при высоких скоростях нагружения // *ФТТ*, 2015, т. 57, № 12, с. 2374-2384.
8. В.И. Владимиров, А.Е. Романов. Дисклинации в кристаллах. Л.: Наука, 1986, 224 с.
9. Ю.И. Мещеряков, А.К. Диваков, С.А. Атрошенко, Н.С.Наумова. Влияние скоростной неоднородности на динамическую рекристаллизацию металлов в ударных волнах // *Письма в ЖТФ*, 2010, т. 36, № 24, с. 17–24.
10. V.F. Nesterenko, M.A. Meyers, J.C. LaSalvia, M.P. Bondar, Y.-J.Chen, Y.L. Lukyanov. Shear localization and recrystallization in high-strain, high-strain-rate deformation of tantalum // *Mater. Sci. Eng.*, 1997, Vol. 5, No.1, p. 23-41.

ОБРАЗОВАНИЕ СТРУКТУР ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИПА В ПОЛИПАРААМИДАХ ПРИ ТЕРМИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Жиженков В.В.¹, Квачадзе Н.Г.¹, Гребенников С.Ф.², Смотрина Т.В.³

¹ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург, Российская Федерация

² Санкт-Петербургский государственный университет промышленных технологий и дизайна, Санкт-Петербург, Российская Федерация

³ Поволжский государственный технологический университет, Йошкар-Ола, Российская Федерация
v.zhizhenkov@mail.ioffe.ru

Жидкокристаллические (ЖК) полимеры интенсивно используют при создании современных конструкционных материалов с уникальными прочностными и теплофизическими свойствами [1]. Такими свойствами обладают полипараамидные полимеры, которые являются предметом нашего исследования.

Полипараамидные (АПА) материалы могут представлять собой высококристаллические полимеры [2], например, тварон и кевлар. Степени кристалличности, по данным рентгеноструктурного (X_c) и сорбционного (X_c') методов, оказались достаточно близкими [3]. Так для кевлара $X_c = 64,5\%$, $X_c' = 64\%$; тварона $X_c = 70\%$, $X_c' = 63\%$; полиамида ПА-6 $X_c = 60-70\%$, $X_c' = 67-70\%$.

В ЖК системах порядок не трехмерный, а двух- или одномерный, поэтому, как в нашем случае, для волокон армос (русар) ЖК состояние рентгеноструктурным методом не выявляется. Для его регистрации был использован сорбционный метод, который позволил нам количественно оценить наличие упорядоченных образований жидкокристаллического типа в надмолекулярной структуре параамидных полимеров [3]. Такая возможность появляется, так как в частично кристаллических системах для сорбатов, например воды, доступны только аморфные области, в кристаллиты и ЖК области сорбат не проникает [4, 5].

Высокая прочность в полимерных материалах обычно достигается путём создания в них такой надмолекулярной структуры, которая обеспечивает более равномерное распределение внешней нагрузки по макромолекулам.

В нашей работе [3] методами ПМР и сорбционным методом наблюдали изменения в надмолекулярной структуре полипараамидных волокон при их термических и механических модификациях.

Для структурных перестроений, приводящих к упрочнению волокон жидкокристаллических полимеров, необходимо крупномасштабное движение макромолекул. Но в этом случае характер движения жёстких цепей в мезофазе существенно отличен от конформационного сегментального движения гибких макромолекул. Перемещение цепей (рептация) в мезофазе в этом случае более ограничено и совершается за счет изгибных и крутильных колебаний жестких фрагментов макромолекул внутри сильно распрямленных виртуальных трубок диаметром около 2 нм (квазисегментальное движение) [6-9].

Для формирования ЖК полимерных волокон используют фильерную вытяжку, после которой волокна могут быть получены в ориентированном состоянии с фактором ориентации близким к 0,9 [10]. Специальная термическая обработка (отжиг) таких «исходных» волокон может увеличить их разрывную прочность и модуль в несколько раз, при этом возрастает энергия активации разрушения [11].

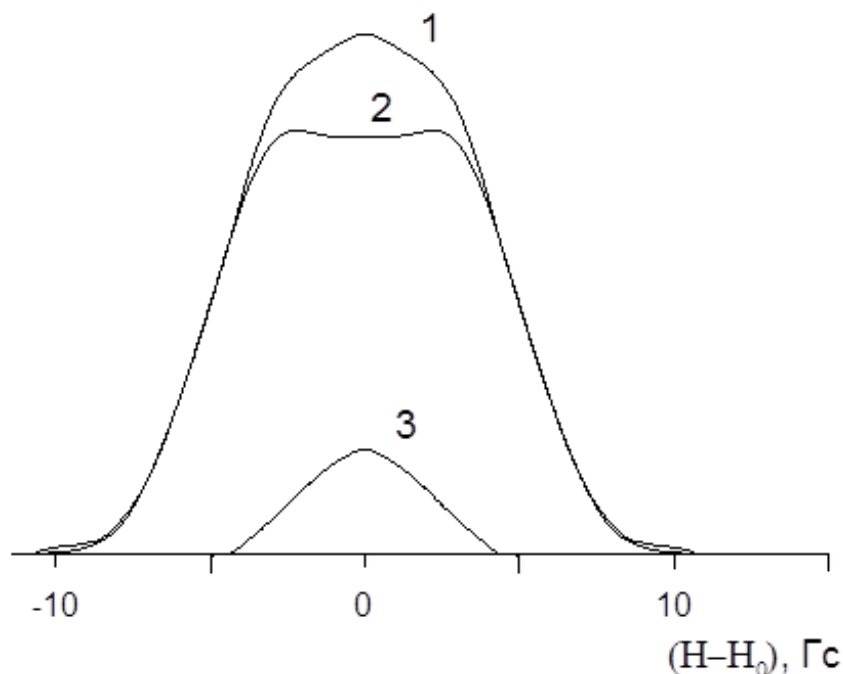
Таблица 1. Степень кристалличности образцов нитей АПА

Параметр	АПА-1 свежесформованный	АПА-2 термообработанный	АПА-3 термовытянутый
X'_c	0,06	0,78	0,73
d , г/см ³	1,419	1,433 [10]	1,431

Из таблицы 1 видно, что уже после фильеры в волокнах АПА-1 присутствует 6 % образований ЖК типа. Это является следствием того, что уже в растворе для формирования образуются жидкие кристаллы [2, 12], а в фильере и после осадительной ванны при пластификационной вытяжке происходит дальнейшее ориентирование макромолекул и образование «упорядоченных» структур в уже твердом полимере [13].

При термообработке в области температур стеклования полимера звенья макромолекул получают большие возможности для молекулярных движений и взаимодействия друг с другом, что способствует дальнейшему совершенствованию надмолекулярной структуры и доориентации ее элементов. В работах [1,2, 12] показано, что стадия термообработки сопровождается частичным залечиванием микродефектов структуры, рассасываем локальных напряжений, распадом механических контактов между элементами структуры, ликвидацией поверхностей раздела и т. п. В результате происходит самопроизвольное ориентирование и рост количества ЖК образований, которое в АПА-2 достигает 78 %.

Конечная операция – термовытяжка, направлена на повышение ориентации макромолекул. Это сильное механическое воздействие, вероятно, приводит к частичному разрушению образований ЖК типа (X'_c снижается до 73 % в АПА-3) за счет удаления из них «дефектных», недостаточно ориентированных вдоль оси волокна макромолекул.

**Рис. 1.** ПМР спектры волокон при температуре $-160\text{ }^\circ\text{C}$.

(1) – исходное волокно АПА 1, (2) – термообработанное термовытянутое волокно АПА-3, (3) – разность спектров (1) и (2). Волокна ориентированы параллельно магнитному полю

Сравнение спектров ПМР (рис. 1) свежеформованных и термообработанных волокон при низких температурах ($-160\text{ }^{\circ}\text{C}$) в условиях жесткой решетки позволило выявить, что до термообработки в волокне присутствовали «рыхлые» разориентированные микрообласти, их доля в материале составляет 10 – 15 %.

Термообработка при высоких температурах способствует «залечиванию» таких дефектов структуры, и приводит к росту образований ЖК типа. Как видно из таблицы 1, это сопровождается значительным увеличением плотности образцов.

Улучшение надмолекулярной структуры в процессе термообработки происходит в результате крупномасштабного квазисегментального движения. Помимо того, что термообработка волокна ведет к увеличению доли ЖК фазы (до $\approx 0,80$), она сопровождается самоориентацией макромолекул. Из ПМР спектров следует, что высокая степень ориентации ($S \approx 0.93$) полимерных цепей, достигнутая на стадии термообработки волокон сохраняется при термовытяжке (таблица 2) [3].

Таблица 2. Параметры порядка S для фрагментов цепей в АПА-1 и АПА-3

	АПА-1	АПА-3
$T, ^{\circ}\text{C}$	S	S
200	0.64	0.93
250	0.71	0.91
300	0.80	0.93
335	0.93	0.92

Список литературы

1. Высокопрочные и высокомодульные полимерные волокна /Пахомов П.М. и др. Тверь, 2012. 328 с.
2. Волохина А. В., Годовский Ю. К., Кудрявцев Г. И. и др. Жидкокристаллические полимеры / Под ред. Н. А. Платэ. – М.: Химия, 1988. 416 с.
3. В.В. Жиженков, С.Ф. Гребенников и др. // Высокомолекулярные соединения, 2017. Т.59А, № 2, С. 156.
4. Иовлева М. М., Коновалова Л. Я. и др. // Высокомолекулярные соединения, 1983, Т. Б25, № 10, С. 776.
5. Иовлева М. М., Коновалова Л. Я. и др. // Хим. волокна, 2001, № 1, С. 22.
6. Е.А. Егоров, В.В. Жиженков. // Высокомолекулярные соединения, 2002, Т. 44А, 7, 1119.
7. Е.А. Егоров, В.В. Жиженков // Высокомолекулярные соединения, 2004, Т. 46Б, №11. С. 1965.
8. Е.А. Егоров, В.В. Жиженков, И.А. Горшкова, А.В. Савицкий // Высокомолекулярные соединения, 2004, Т.46А. № 8, С. 1312.
9. Е.А. Егоров, В.В. Жиженков // Физика твердого тела. 2005. Т. 47, № 5. С. 914.
10. R.A. Allen, I. M. Ward. // Polymer **32**, 2, 202 (1991).
11. А.В. Савицкий, И.А. Горшкова. // Физика твердого тела. 2006. Т.48, № 1, С. 74.
12. Папков С. П., Куличихин В. К. Жидкокристаллическое состояние полимеров. – М.: Химия, 1977. 246 с.
13. Иовлева М. М. // Высокомолекулярные соединения, 2008, Т. А50, № 7, С. 1191.

НОВЫЕ ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ НАНОКОМПОЗИТОВ

Константинова Т.Е.¹, Даниленко И.А.², Брюханова И.И.¹,
Лоладзе Л.В.¹, Беличко Д.Р.¹

¹Донецкий физико-технический институт, г. Донецк, Украина

²Донецкий физико-технический институт, г. Киев, Украина

alta7@ukr.net

Предложена новая концепция создания керамических композитов на основе нанопорошков оксидов металлов, которые могут быть модифицированы в процессе синтеза рядом других заранее избранных оксидов. Данный подход использует возможность создать многоуровневую систему интерфейсов, модифицированных чужеродными атомами. При компактировании в условиях высокого давления и в процессе спекания нанопорошкового компакта. Созданные дефекты приносят в систему дополнительные напряжения, а значит и дополнительную энергию, связанную с поверхностью частиц, гранул и зерен, что может обусловить существенное влияние на механизмы спекания и обеспечить повсеместное распределение модифицирующих оксидов в качестве наполнителей современных композитов. Разработанная технология обеспечивает повышение трещиностойкости композитов на основе диоксида циркония до двух раз по сравнению с традиционной керамикой и может быть применима для широкого круга вариаций компонентов. В настоящем исследовании показано, что материалы на основе диоксида циркония в наноструктурированном состоянии обладают широким спектром физических и функциональных свойств в отличие от традиционного микроструктурного состояния. Экспериментально реализованные технологические подходы приводят к созданию неравновесных пересыщенных твердых растворов и композитных наночастиц, которые могут частично или полностью разрушаться во время процесса прокаливания и спекания. Керамические композиционные материалы, спеченные из синтезированных нанопорошков, демонстрируют более высокие свойства, в частности, повышение уровня износостойкости и вязкости разрушения в 1,8–2 раза по сравнению с композитными материалами, полученными традиционным смешиванием нанопорошков диоксида циркония с оксидом алюминия. Полученные композиты не проявляют склонность к деградации в гидротермальных условиях. Процесс миграции легирующей примеси из объема на поверхность зерен приводит к созданию сложных многоуровневых композиционных структур и неравновесных пересыщенных твердых растворов, которые частично или полностью разрушаются во время прокаливания и спекания керамики. Получаемые композиционные материалы демонстрируют более высокую целостность и надежность, а именно, повышенную вязкость разрушения (в 1.5 раза) и высокую износостойкость по сравнению с материалами, полученными смешиванием нанопорошков диоксида циркония с оксидом алюминия, о чем свидетельствует структура поверхностей их разрушения (рис.1).

Созданные таким образом композиты не подвержены деградации в гидротермальных условиях. В процессе спекания в них происходит миграция легирующей примеси из объема высокодисперсных зерен на поверхность зерна, что приводит к созданию сложных многоуровневых композиционных структур. Предложенная концепция создания керамических композитов опробована для нанопорошков на основе диоксида циркония путем создания в процессе синтеза оксидов циркония, модифицированных рядом других заранее выбранных оксидов. Новый подход дает возможность при компактировании в условиях высокого давления и последующем спекании нанопорошкового компакта создать многоуровневую систему интерфейсов, модифицированных чужеродными атомами и приносящих дополняющие напряжения, а значит и дополнительную энергию на границах частиц, гранул и зерен. При этом в материале изменяют-

ся механизмы спекания и обеспечивается однородное распределение модифицирующих оксидов, возникающих уже в качестве наполнителей современных новых композитов. Описанная технология обеспечивает повышение трещиностойкости композита до двух раз по сравнению с традиционной керамикой. Простота разрабатываемых технологий позволяет использовать их в промышленном масштабе.

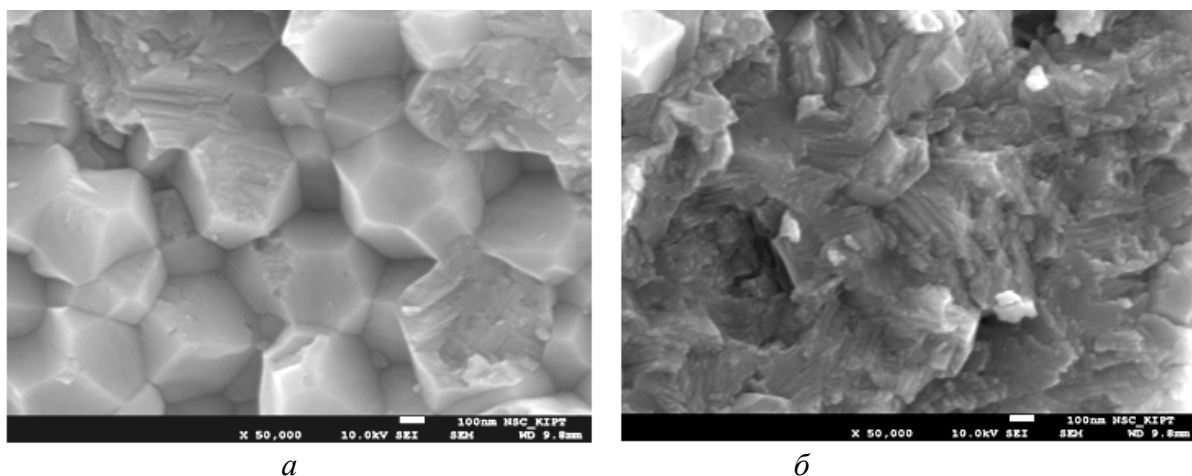


Рис.1. Структура поверхностей разрушения образца керамики, на основе диоксида циркония (а) и композита на основе диоксида циркония и оксида алюминия (б)

Керамические композиционные материалы на основе диоксида циркония и оксида алюминия, спеченные из синтезированных нанопорошков, демонстрируют повышенный в 1,8–2 раза уровень вязкости разрушения и износостойкости по сравнению с композиционными материалами, полученными механическим смешиванием нанопорошков диоксида циркония с оксидом алюминия. Установлено, что полученные композиты не склонны к деградации в гидротермальных условиях. Процесс миграции легирующей примеси из объема зерна на поверхность зерна приводит к созданию сложных многоуровневых структур на границах зерен циркония, таких как кластеры, внутри- и межкристаллические включения в диоксиде циркония приводит к созданию сложных многоуровневых структур зерен циркония, таких как кластеры, внутри- и межкристаллические включения в диоксиде циркония.

НАПРЯЖЕНИЯ НЕСООТВЕТСТВИЯ В НАНОПРОВОЛОКЕ С ВКЛЮЧЕНИЕМ В ВИДЕ ДЛИННОЙ ШЕСТИУГОЛЬНОЙ ПРИЗМЫ

Красницкий С.А.^{1,2}, Смирнов А.М.², Гуткин М.Ю.^{1,3}

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

² Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

³ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

krasnitsky@inbox.ru, smirnov.mech@gmail.com,
m.y.gutkin@gmail.com

Композитные нанопроволоки (КНП) обладают уникальными оптическими и электронными свойствами и находят широкое применение в оптоэлектронике, наноразмерных полевых транзисторах, устройствах хранения и передачи информации, сенсорах и т. д. [1, 2]. Хорошо известно, что стабильность физических свойств КНП зависит от их формы, размера, химического состава, типов кристаллических решеток составляющих

их фаз и, в особенности, от присутствия в них дефектов. При теоретическом описании механизмов релаксации напряжений несоответствия в радиально-неоднородных КНП обычно пользуются осесимметричными моделями типа «ядро-оболочка». Например, авторы [3, 4] исследовали критические параметры КНП, соответствующие зарождению дефектов несоответствия на межфазной границе ядра и оболочки. Однако в реальных КНП границы раздела фаз всегда имеют некоторую огранку. В частности, экспериментальные наблюдения [5, 6] показывают, что в таких структурах могут формироваться плоские межфазные границы, к которым осесимметричные модели не применимы.

В недавних работах [7, 8] были получены решения граничной задачи теории упругости для КНП типа «ядро-оболочка» с дилатационным ядром в виде длинного параллелепипеда. В работе [8] поле упругих напряжений σ_{ij} , вызванное собственной дилатацией такого включения ε^* , представлено в виде суммы $\sigma_{ij} = \sigma_{ij}^\infty + \sigma_{ij}^*$, где σ_{ij}^∞ – поле напряжений такого включения в бесконечной упругой среде, а σ_{ij}^* – дополнительное поле напряжений, обеспечивающее выполнение граничных условий $\sigma_{rr}(r=R) = 0$ и $\sigma_{r\varphi}(r=R) = 0$ на свободной поверхности цилиндра. На основе этого решения в настоящей работе рассчитаны поля напряжений в КНП типа «ядро-оболочка» с ядром, обладающим собственной деформацией ε^* и имеющим форму длинной треугольной и шестиугольной призмы. Решения получены в виде рядов в приближении равных упругих модулей ядра и оболочки.

На рис. 1а представлена модель КНП с ядром, имеющим треугольное поперечное сечение. Упругие поля, создаваемые таким ядром, получены методом суперпозиции, т.е. треугольная призма рассматривалась как суперпозиция тонких параллелепипедов с центрами в точках $(0, y_0)$, причем $0 \leq y_0 \leq h$, где h – высота треугольного включения.

На рис. 1б показано, что модель КНП с ядром, имеющим шестиугольное поперечное сечение представляет собой суперпозицию шести включений треугольного сечения с общей вершиной и смежными сторонами.

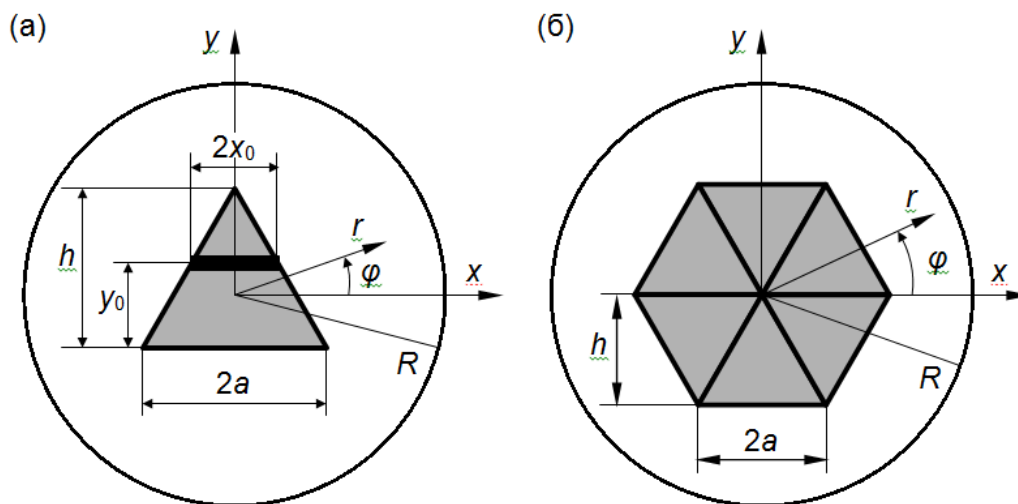


Рис. 1. Модель композитной нанопроволоки типа «ядро-оболочка» радиуса R с ядром в форме (а) длинной треугольной призмы, (б) длинной шестиугольной призмы

Полученное решение в виде рядов удобно для численных расчетов. На рис. 2 показаны графики зависимости дополнительного поля напряжений $\sigma_{ij}^*(r=R, \varphi)$ и суммарного поля $\sigma_{ij}(r=R, \varphi)$ на свободной поверхности КНП. Видно, что компонента $\sigma_{rr}(x, y)$ удовлетворяет граничным условиям на свободной поверхности цилиндра.

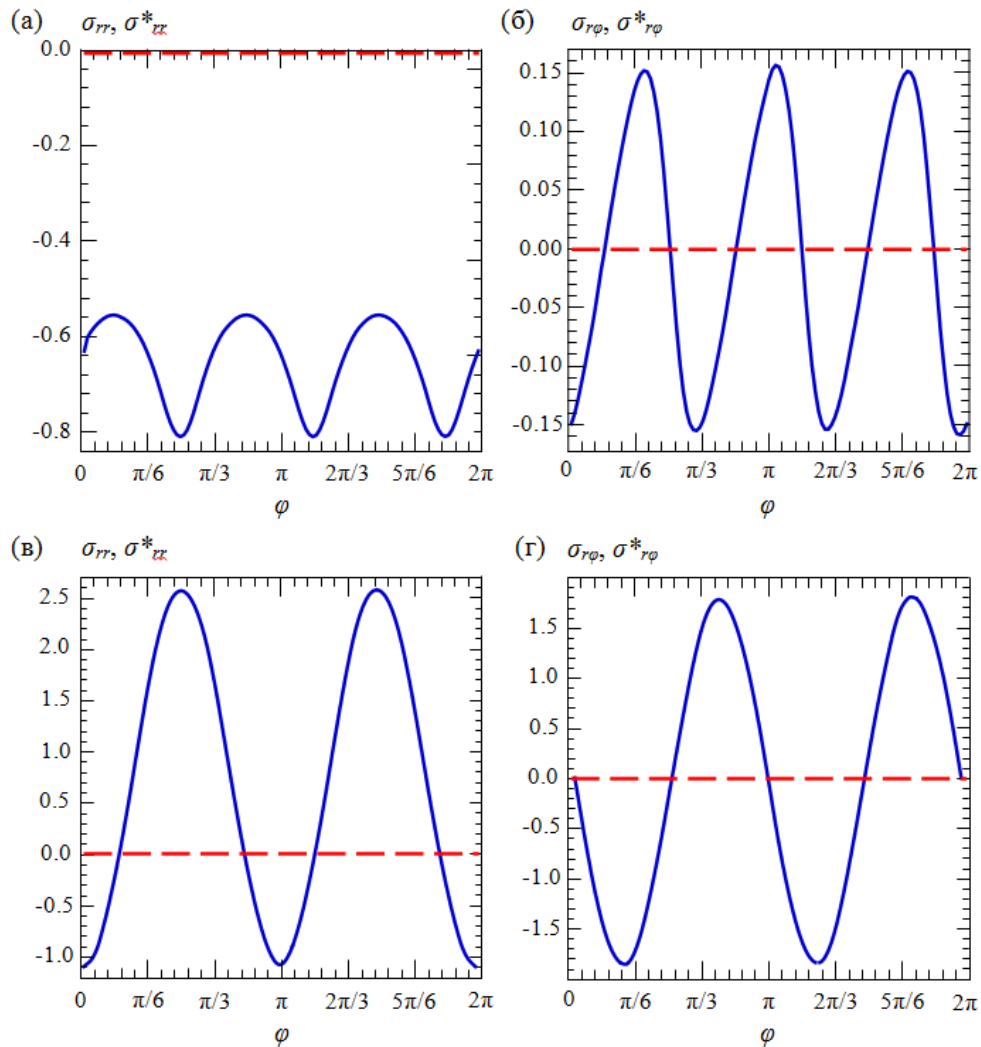


Рис. 2. Азимутальные зависимости радиальных σ_{rr} , σ_{rr}^* (а, в) и сдвиговых $\sigma_{r\varphi}$, $\sigma_{r\varphi}^*$ (б, г) напряжений, создаваемых ядрами в виде треугольной (а, б) и шестиугольной (в, г) призмы на свободной поверхности композитной нанопроволки. Сплошные кривые соответствуют дополнительным напряжениям $\sigma_{ij}^*(r=R, \varphi)$, штриховые – суммарным напряжениям $\sigma_{ij}(r=R, \varphi)$. Напряжения даны в единицах $Ge^*(1+\nu)/[2\pi(1-\nu)]$

Полученное решение планируется использовать в физических приложениях, в частности, при разработке теоретических моделей релаксации напряжений несоответствия в радиально неоднородных КНП с ядром в виде длинной шестиугольной призмы [5, 6].

Список литературы

1. L.J. Lauhon, M.S. Gudixsen, C.M. Lieber, Phil. Trans. R. Soc. Lond. A 362 (2004) 1247.
2. A.J. Mieszawska, R. Jalilian, G.U. Sumanasekera, F.P. Zamborini, Small 3 (2007) 722.
3. M. Yu. Gutkin, I.A. Ovid'ko, A.G. Sheinerman, J. Phys.: Condens. Matter 12 (2000) 5391.
4. Y. Liang, W.D. Nix, P.B. Griffin, J.D. Plummer, J. Appl. Phys. 97 (2005) 043519.
5. R. Popovitz-Biro, A. Kretinin, P. Von Huth, H. Shtrikman, Cryst. Growth Des. 11 9 (2011) 3858.
6. B. Jenichen, M. Hilse, J. Herfort, A. Trampert, J. Cryst. Growth 427 (2015) 21.
7. S.A. Krasnitckii, A.M. Smirnov, M.Yu. Gutkin, J. Phys.: Conf. Ser. 690 (2016) 012022.
8. S.A. Krasnitckii, D.R. Kolomoetc, A.M. Smirnov, M.Yu Gutkin, J. Phys.: Conf. Ser. 816 (2017) 012043.

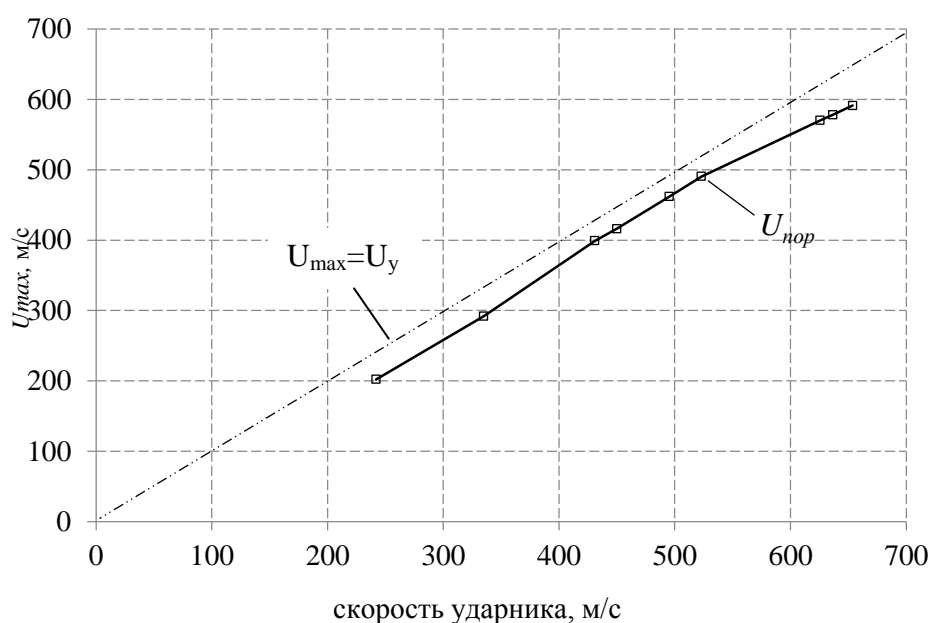
СТРУКТУРНАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И ВЫСОКОСКОРОСТНОЕ ПРОНИКАНИЕ УДАРНИКОВ

¹⁾Коновалов Г.В. ¹⁾Петров Ю.А. Мещеряков Ю.И., ¹⁾Жигачева Н.И.,
²⁾Осокин Е.П.

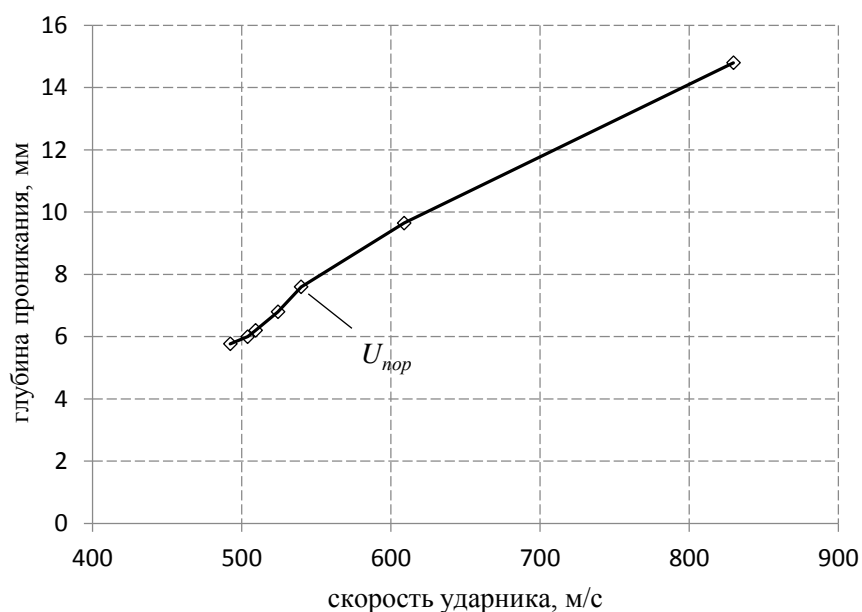
¹⁾Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
²⁾ЦНИИ Конструкционных Материалов, «Прометей», Санкт-Петербург, Россия
goldenten@yandex.ru

Ранее, на примере серии конструкционных материалов, включая стали различных марок, алюминиевых сплавов, меди и др, было показано, что выше определенной критической скорости ударного нагружения материал переходит в так называемое структурно-неустойчивое состояние, при котором изменяются механические характеристики материала, в частности, откольная прочность [1]. Таким образом, порог структурного перехода является важной механической характеристикой динамически деформируемого материала, наряду с динамически пределом текучести и откольной прочностью. Возникает вопрос, существует ли корреляция между порогом структурного перехода и сопротивлением материала высокоскоростному внедрению удлиненных ударников. Для получения ответа на данный вопрос в настоящей работе проведены две серии ударных испытаний алюминиевого сплава 1565. В первой серии материал испытывали в условиях одноосной деформации (плоского соударения), при котором с помощью интерферометра регистрировали временной профиль скорости свободной поверхности плоской мишени. Далее строили зависимость максимального значения скорости свободной поверхности от скорости ударника $U_{fs} = f(U_{yd})$ (рис. 1а). За величину порога структурной неустойчивости принимали скорость свободной поверхности, при которой имеет место перелом на кривой $U_{fs} = f(U_{yd})$.

Во второй серии испытаний в качестве ударников использовали стержни из высокопрочной мартенситно-старееющей стали длиной 20 мм и диаметром 5 мм. Для измерения глубины проникания мишени разрезали вдоль каверны и после шлифовки проводили прецизионные измерения с использованием оптического микроскопа. Один поперечных разрезов такой мишени показан на рис. 2.



а



б

Рис.1. а – порог структурного перехода при испытаниях в условиях одноосной деформации, б – порог изменения глубины проникания ударника в мишень из алюминия 1565

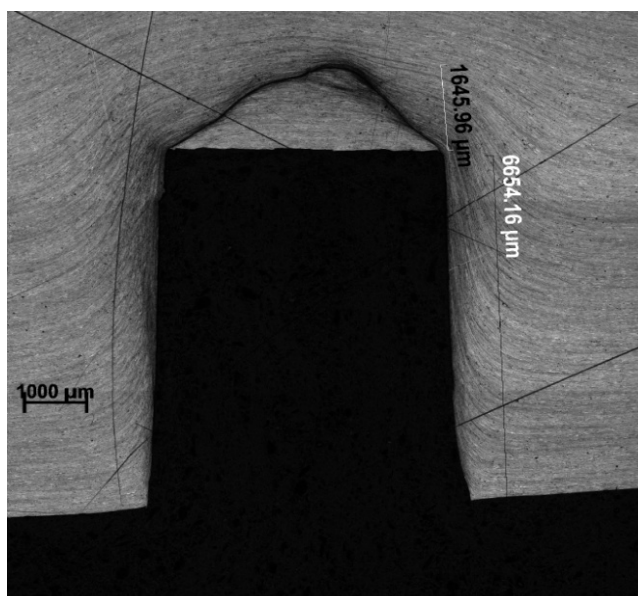


Рис.2. Поперечный разрез мишени из алюминия 1565 с кратером после воздействия удлиненным ударником

Зависимость глубины проникания ударника от его скорости представлена на рис. 1б. Как оказалось, перелом этой зависимости происходит примерно при той же скорости, что и на кривой зависимости порога структурного перехода при испытаниях в условиях одноосной деформации. Этот результат свидетельствует о том, сопротивление высокоскоростному внедрению и структурная неустойчивость материала при ударном сжатии имеют общую природу. Увеличение сопротивляемости материала при переходе в структурно-неустойчивое состояние означает смену масштабного уровня высокоскоростного деформирования, при котором более крупномасштабные носители деформации – мезочастицы – испытывают более высокое значение вязкого торможения по сравнению с индивидуальными дислокациями.

ПРОГНОЗ ПОГЛОЩЕНИЯ КУМУЛЯТИВНОЙ СТРУИ В ХРУПКИХ МАТЕРИАЛАХ

Румянцев Б.В.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия.

brum@mail.ioffe.ru

Известно, что внедрение кумулятивной струи (КС) в хрупкие материалы (керамики, стекла, горные породы) осложняется взаимодействием с каверной [1, 2]. Вместе с плотностью прочность хрупких материалов (ХМ) влияет на сопротивление внедрению, диаметр каверны и окончание проникания. Однако, основным фактором, определяющим поглощение КС в ХМ, является схлопывание откольных масс каверны за областью внедрения. Квазистационарное проникание КС нарушается [1]. Следствием является значительное снижение глубины пробития. Экспериментальная траектория внедрения КС в ХМ состоит из начального гидродинамического внедрения, «приостановки» и возобновления внедрения возмущенной КС. Т.о. на траектории внедрения с некоторой задержкой отражается инициирование радиальной реакции ХМ на высокоскоростное внедрение. Время задержки характеризует скорость схлопывания каверны и степень повреждения КС. В [2] определение времени задержки предлагается для характеристики противокумулятивной стойкости ХМ. В тоже время, ясно, что время задержки определяет начальную фазу процесса внедрения и не может прогнозировать конечный результат пробития. Кинетика внедрения после гидродинамического участка отражает дестабилизированное состояние КС [1].

Для выявления факторов, определяющих струегасящую способность хрупких материалов, необходим общий, достаточно простой подход для систематизирования экспериментальных результатов по различным ХМ и кумулятивным зарядам.

В работе [1] для оценки поглощения КС в ХМ была предложена зависимость, основанная на экспериментальном определении отклонения от ГДД – приближения внедрения в базовый материал (сталь).

Из сравнения расхода одинаковой КС по стали и комбинированной преграде из керамики и стали можно получить оценку эффективности действия хрупкого материала по замещению тыльного слоя стали:

$$L_{st} / (L_0 - L_f) = 1 - K_{ef} * (\rho_{bm} / \rho_{st})^{0.5} * L_{bm} / (L_0 - L_f) \quad (1)$$

где: ρ_{bm} и ρ_{st} – плотности хрупкого материала и стали, соответственно; K_{ef} – коэффициент отличия расхода струи от гидродинамического соотношения плотностей; L_0 , $L_e = L_f + L_{bm} + L_{st}$ – глубины пробития однородной стальной преграды и составной преграды со слоем хрупкого материала L_{bm} ; L_f – толщина лицевого слоя стали, в случае его применения.

В данной работе результаты по исследованию поглощения КС в ряде ХМ (Таблица) обобщены по уравнению 1 и предложена единая характеристика для оценки эффективности ХМ.

В дополнение к результатам [1], исследована струегасящая способность карбида бора в комбинации со сталью, взятой в виде базового материала, при действии кумулятивного заряда (КЗ) с медной воронкой с углом при вершине 60° , с размером по основанию воронки $d = 20$ mm и массой ВВ 40 г. Условия действия кумулятивного заряда – статическое расположение по нормали к преграде, через фокусное расстояние $F = 60$ mm. При детонации заряда формируется медная струя с градиентом скорости от 6.5 до 1.5 km/s, которая внедряется в стальную преграду средней твердости на глубину 104 mm (КЗ без линзы) и на глубину 118 mm (КЗ с линзой). Комбинированная преграда состояла из слоев керамики и тыльного слоя стали, фиксирующего конечную глубину пробития.

Таблица. Свойства исследованных промышленных ХМ

Наименование, размер пластин материала в mm	Плотность $\text{kg/m}^3 \cdot 10^{-3}$	Скорость упругих волн км/с		Предел прочности GPa		K_{ef} замещения стали
		Сl	Сt	к изгибу	на сжатие	
Карбид бора (Вириал) 90x90x7.5, 100x100x18	2.52	14	8.8	0.42 – 0.44	2.0	3.6
Карбид кремния (Вириал) 100x100x15	3.05	11.5	7.0	0.28	-	3.1
Карбид кремния КМ-2 80x80x20	2.98	11.1	6.8	0.15	1.2	2.4
Корунд АЛ1 100x100x12	3.88	10.3	5.6	0.19	2.4	2.7
Ситалл СТЛ-10 80x80x30	2.45	6.3	3.7	0.3	1.3	3.4
Стекло РG 80x80x10	2.5	5.9	3.6	0.15	0.75	2.4

На вставке рис. 1 приведены глубины пробития комбинированной преграды хрупкий материал - сталь при различной толщине слоя карбида бора или стекла. Видно, что применение хрупких материалов позволяет поглотить КС при меньшей толщине комбинированной преграды, чем сплошная сталь, а карбид бора, естественно, лучше стекла. Причем наибольшее снижение толщины комбинированной преграды наблюдается при определенном слое хрупкого материала. Аналогичный качественный результат воспроизводится и для других ХМ [1].

Из уравнения следует, что толщина остаточного слоя стали линейно зависит от толщины слоя хрупкого материала (рис. 1). Видно, что до определенной толщины хрупкого материала экспериментальные результаты можно описать уравнением с коэффициентом эффективности $K_{ef} > 1$ (см. таблицу).

По результатам определения K_{ef} струегашения различных хрупких материалов построена зависимость от предела прочности на изгиб (statistical bending strength), (рис. 2), которая наиболее адекватно описывает экспериментальные результаты. Предел прочности на изгиб является основной характеристикой ХМ наряду с прочностью на сжатие и твердостью. Схема нагружения при определении прочности к изгибу в какой-то степени аналогична условиям деформирования материала в зоне внедрения, что предопределило выбор характеристики для сравнения.

Высокие прочностные характеристики карбида бора проявляются в наибольшем коэффициенте струегашения по сравнению со стеклом, карбидом кремния и корундом. Высокие показатели ситалла, также отмеченные в [1,2], требуют дополнительного анализа.

Эффективное струегашение нарушается при больших толщинах хрупкого материала, вследствие влияния боковой волны разгрузки. При увеличении толщины хрупкого материала, замещение начинает идти в соответствии с гидродинамическим соотношением плотностей (пунктирные линии параллельны штрихпунктирной линии, построенной при $K_{ef} = 1$) и общий габарит преграды начинает увеличиваться. Это связано с тем, что с определенного момента боковая волна разгрузки распространяется по хрупкому материалу перед зоной внедрения. После опережения области внедрения кумулятивной струи волной разгрузки от боковой свободной поверхности ХМ начинается процесс разрушения материала, нагруженного в волне сжатия, распространяющейся с начала внедрения. Материал теряет прочность, последующее внедрение дестабилизированной КС соответствует гидродинамическому поглощению. При достаточных поперечных

размерах B изделий из ХМ реализуется полное струегашение в минимальной толщине и массе преграды (вставка на рис. 2). Высокопрочные керамики с высокой скоростью звука обеспечивают полное струегашение при $B/L_0 \sim 2$, литые ХМ – стекло и спалл при $B/L_0 \sim 1$.

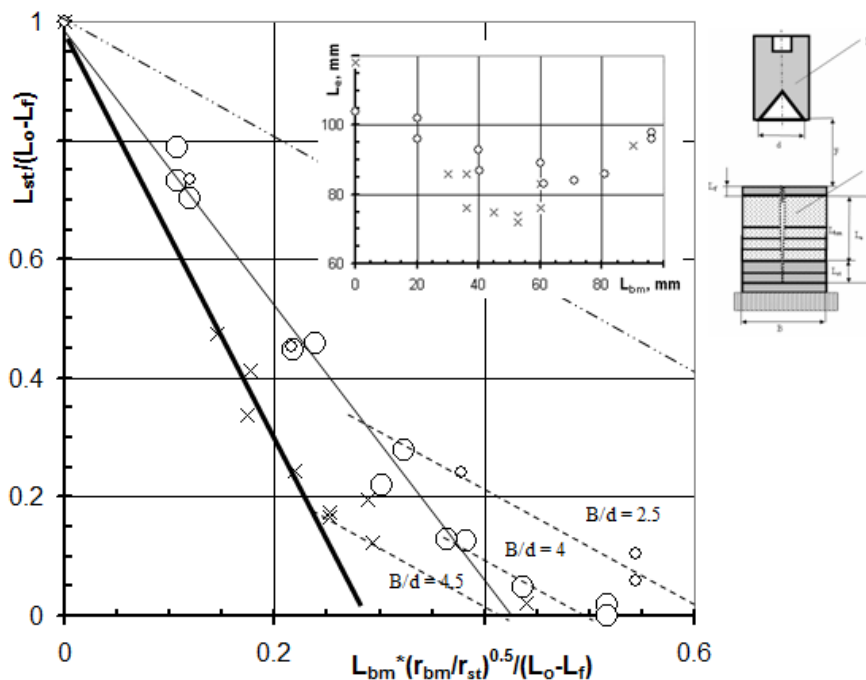


Рис. 1. Остаточное пробитие стального тыла в зависимости от толщины слоя хрупкого материала с поперечным размером B в приведенных координатах : (o) – для стекла (размер точки отражает размер B); (x) – для карбида бора. Сплошные линии – участки эффективного поглощения КС (тонкая в стекле, толстая – в карбиде бора). Пунктирные линии – поглощение в области разгрузки, штрихпунктирная линия – гидродинамический эквивалент замещения стали хрупким материалом. Вставка – изменение глубины пробития комбинированной преграды в зависимости от толщины хрупкого материала

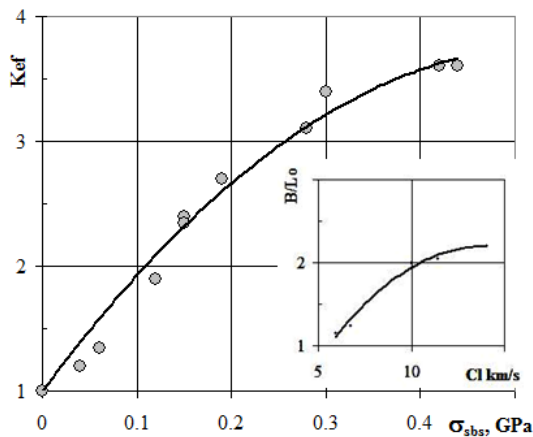


Рис. 2. Зависимость коэффициента эффективности струегашения хрупких материалов от предела прочности на изгиб (по данным таблицы).

На вставке приведена зависимость поперечного размера пластины хрупкого материала, обеспечивающего полное струегашение, от скорости звука ХМ.

Т.о. появилась возможность оценки толщины и массы защиты из высокопрочных хрупких материалов при действии геометрически подобных кумулятивных зарядов с уровнем пробития по стали L_0 . Вместо стали, в качестве базового материала защиты может быть взят, например, стеклотекстолит с соответствующим уровнем пробития.

1. Б.В. Румянцев. ФТТ, 2011, Т. 53, В. 10. С. 2018-2022.
2. Частные вопросы конечной баллистики / В.А. Григорян, А.Н. Белобородько, Н.С. Дорохов и др.; Под ред. В.А. В.А. Григоряна. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2006. С. 592.

БАРИЧЕСКАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СОПРОТИВЛЕНИЯ СДВИГУ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НЕКОТОРЫХ ГЦК-МЕТАЛЛОВ

Толмачев Т.П.¹, Пилюгин В.П.^{1,2}, Пацелов А.М.¹,
Чернышев Е.Г.¹, Латыпова Э.А.²

¹*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия;*

²*Уральский федеральный университет, Екатеринбург, Россия*
tolmachev@imp.uran.ru, pilyugin@imp.uran.ru

Известно, что метод кручения под высоким давлением (КВД) относится к классу методов очень больших пластических деформаций, при этом позволяет достигать наибольших величин.

Основная часть данных об изменениях структуры и свойств материалов, обработанных КВД, относится к постдеформационному периоду и лишь относительно малый объем данных относится к наблюдениям структуры и/или свойств *in situ*, т.е. в процессе деформации. К таким работам относятся: мёссбауэровская спектроскопия [1], рентгеновская томография [2], а также измерение сопротивления сдвигу во время деформации [3]. Пионерские работы проводили еще Бриджмен [4] и Верещагин [5], непосредственно на этапе появления и раннего развития этого метода. Затем ряд исследований был проведен американскими исследователями Towle и Riecker [6], в работах которых были разработаны основные принципы, согласно которым материалы деформировались до определенной величины деформации, соответствующей выходу на насыщение момента кручения при постоянном давлении. Последний связан через коэффициент (включающий методические параметры) с напряжением сдвига [6]. Выход на насыщение данной характеристики отражает выход на насыщение структурных превращений, вызванных деформацией, которые в свою очередь влекут за собой изменение такой структурно чувствительной характеристики как сопротивление сдвиговой деформации. Данное направление получило развитие в ряде современных работ, например [7,8]. При этом для метода в целом характерно такое явление как проскальзывание материала относительно наковальни. В результате деформационная обработка происходит не во всем объеме материала, а в приповерхностных областях, либо значительно зависит от толщины. Соответственно не удастся достичь однородного субмикро- или нанокристаллического состояния и получения характерных для данных структурных состояний свойств. Таким образом принципиальным является вопрос давления обработки. Кроме того исследование барической зависимости напряжения сдвига при постоянных температуре и величине деформации может открыть новые особенности превращений структуры в условиях больших пластических деформаций.

Для осуществления данной методики при комнатной температуре производили деформацию [1] с одновременным измерением момента кручения [8] меди, серебра, золота, платины и палладия. Давление обработки изменяли пошагово для нового образца при такой величине деформации, когда момент кручения выходил на насыщение [8-10].

Результаты представлены на рисунке. В ряде материалов и тезисов конференций кратко описывались подобные зависимости [9,10]. В данной версии графические зависимости представлены впервые.

Зависимости напряжения сдвига от давления представленных металлов имеют несколько участков практически линейного вида. После достижения некоторой критической величины давления, наклон кривой меняется. Это соответствует переходу от проскальзывания между обрабатываемым металлом и наковальней к чистому сдвигу при данном давлении. У меди, палладия и платины эта точка приходится на 5 ГПа. В случае золота перегиб приходится на 2–3 ГПа, а в случае серебра – на 4–5 ГПа. Дальнейшие перегибы связаны вероятно с методическими особенностями.

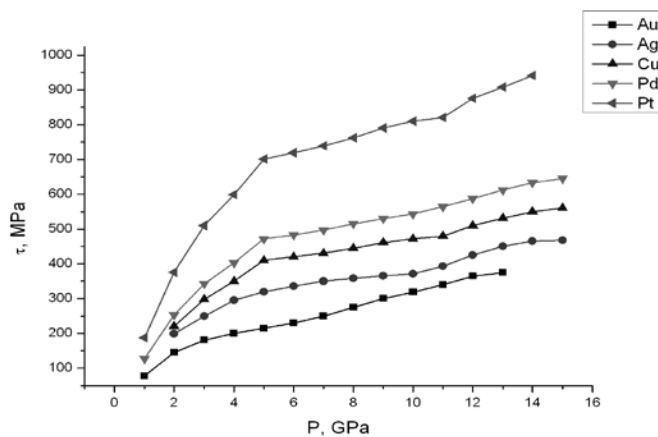


Рис.1. Барические зависимости напряжения сдвига ряда ГЦК благородных металлов

Кроме того, на основе представленных зависимостей получили значения коэффициентов трения (в области трения), барических скоростей (в области деформации), напряжений сдвига при атмосферном давлении (аппроксимацией участков непроскальзывания до нулевого давления). Результаты представлены в таблице.

Таблица. Параметры деформируемых металлов, полученные на основании барических зависимостей напряжения сдвига

Металл	Коэффициент трения	Барическая скорость роста, $d\mu/dP$	Напряжение сдвига при атм. давлении
Cu	0,11	0,016	320
Ag	0,10	0,015	230
Au	0,08	0,019	130
Pd	0,12	0,016	370
Pt	0,13	0,021	540

Таким образом, измеряя структурно чувствительную характеристику во время деформации получили барические зависимости выхода на насыщение напряжения сдвига. Отмечено, что при достижении критического значения давления непроскальзывания металла, при дальнейшей деформации с увеличением давления происходит деформация по всему объему образца. Кроме того, получены ряд параметров, характеризующих определенные свойства деформируемых материалов.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Давление», № АААА-А18-118020190104-3) при частичной поддержке РФФИ (проект № 16-33-00750 мол_а).

Список литературы

1. Тупица Д.И., Пилюгин В.П., Пацелов А.М., Борычев А.Н., Чернышев Е.Г. Стабилизация ГПУ ϵ -фазы высокого давления железомарганцевого сплава Г40. Роль структурного и фазового превращений // Физика металлов и металловедение, 1992, №8, с. 101-104.
2. Nomura R., Uesugi K.. Note: High-pressure in situ x-ray laminography using diamond anvil cell // Review of Scientific Instruments, 2016, 87, p. 046105
3. Печина Е.А., Иванов С.М., Ладьянов В.И., Чуков Д.И., Дорофеев Г.А., Кузьминых Е.В., Мокрушина М.И. Непрерывная регистрация крутящего момента при деформации сдвигом как метод оценки эволюции структурно-фазовых превращений // Деформация и разрушения материалов, 2013, № 4, с. 41-48.
4. Бриджмен П. Исследования больших пластических деформаций и разрыва. М.: ИЛ, 1955. – 444 с.

5. Верещагин Л.Ф.. Синтетические алмазы и гидроэкструзия. М.: Наука, 1982. – 328 с.
6. Riecker R.E., Towle L.C. Shear Strength of Grossly Deformed Cu, Ag and Au at High Pressures and Temperatures // Journal of Applied Physics, 1967, V.38. N13, pp. 5189-5194.
7. Sundeev R.V., Shalimova A.V., Glezer A.M., Pechina E.A., Gorshenkov M.V., Nosova G.I. In situ observation of the “crystalline⇒amorphous state” phase transformation in Ti₂NiCu upon high-pressure torsion // Materials Science and Engineering: A., 2017, V.679, 2, pp. 1-6.
8. Tolmachev T.P., Pilyugin V.P., Ancharov A.I., Chernyshov E.G., Patselov A.M. The formation, structure, and properties of the Au–Co alloys produced by severe plastic deformation under pressure // Physics of Metals and Metallography, 2016, V.117, №2, pp. 135–142.
9. Пилюгин В.П., Ивонин Ю.А., Солодова И.Л., Толмачев Т.П. Напряжение сдвига различных металлов и сплавов под давлением. Сборник тезисов докладов XI Международной конференции ДСМСМС. Екатеринбург: УрО РАН. 10-14 апреля 2008, С. 101-102.
10. Толмачев Т.П., Пилюгин В.П., Панфилов П.Е., Солодова И.Л., Брытков Д.А. Структурные превращения и механические свойства нанокристаллических благородных металлов. Сборник тезисов докладов VII Национальной конференции РСНЭ-НБИК, 16-21 ноября 2009, Москва. С. 395.

ОБ ЭНДОХРОННЫХ МОДИФИКАЦИЯХ ТЕОРИЙ НЕЛИНЕЙНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ РАБОТНОВА И МОСКВИТИНА

Федоровский Г.Д.

Санкт-Петербургский госуниверситет, Санкт-Петербург, Россия

g.fedorovsky@spbu.ru

1. О времени. Проблемам времени, его пониманию и измерению посвящено большее количество фундаментальных и прикладных исследований в области естествознания [1-3 и др.]. Появляются новые работы. При оценке какого либо процесса во времени, время определяют «часами», с равномерным или неравномерным (и даже немонотонным [1]) ходом. Ведь фактически кинетику процесса измеряют кинетикой другого процесса, происходящего в часах.

2. Обобщённое время. В механике деформируемого тела широкое получил развитие эффективный «эндохронный» (с собственным, внутренним временем) подход [4-13]. Он основан на замене обычного лабораторного времени на обобщённое время, изменяющееся при физико-химико-механических воздействиях. Последние влияют на скорость (время) процесса за счёт структурных изменений тела при воздействиях. Фактически ход часов обобщенного времени определяется самой структурой, её реакцией на воздействие. Известны температурно-, напряжённно-временное и другие соответствия. Напряжённно-временное соответствие применяют в области нелинейной ползучести.

При этом используют так называемые «простые» (зависящие от одного параметра), «сложные» (от двух) и «функционального» (наследственного) вида горизонтальные масштабы времени [5, 7, 9, 10]. Сложный и функционального вида масштабы имеют иерархического вида зависимость [10] друг с другом. Применяют и вертикальные (обычно простые, реже - сложные) [5, 7]. Известно применение только горизонтального масштаба, либо только вертикального. В нетривиальных случаях оптимально применение обоих масштабов [5, 7, 12, 13].

3. Теории нелинейной ползучести Работнова и Москвитина. В области нелинейной ползучести одними из наиболее известных и применяемых подходов с наследственной памятью, не эндохронного типа являются теории Работнова [14] и Москвитина [15], которые связывают линейным интегральным соотношением нелинейные функции деформаций и напряжений (функция деформации единичная в уравнении Работ-

нова). Функции нелинейности одинаковы в области упругости и ползучести. Главным достоинством теорий является взаимная обратимость уравнений ползучести и релаксации в своём математическом классе. Недостатками является а) отсутствие областей линейной упругости и ползучести; б) одинаковость нелинейности в области упругости и ползучести и в) ограниченность описания откликов (упрочнения и разупрочнения) на немонотонные, например, ступенчатые воздействия.

4. Эндохронные модификации теорий Работнова и Москвитина. Для устранения отмеченных в п. 3 недостатков было применено два подхода: 1) при использовании только горизонтального масштаба [16, 17]; и 2) при применении горизонтального и вертикального масштабов [12].

По аналитическим степенного вида определяющим функциям теорий были получены определяющие аналитические функции эндохронных модификаций.

Оказалось, что в первом случае потребовался нетривиальный горизонтальный масштаб времени функционального типа. Во втором, смешанного типа, оба масштаба: горизонтальный и вертикальный оказались простыми.

Удалось существенно расширить возможности теорий и сравнить входящие в них параметры по эндохронным параметрам.

Список литературы

1. Завельский Ф.С. Время и его измерение. – 5-е изд, испр. – М.: Наука. Гл. ред. физ.-лит., 1987. – 256 с.
2. Уитроу Дж. Естественная философия времени: Пер. с англ. Изд. 2-е стереотипн. – М.: Едиториал УРПС, 2003. – 400 с.
3. Хасанов И.А. Время. Энциклопедический словарь. – М.: Прогресс-Традиция, 2017. – 640 с.
4. Shapery R.A. On the characterisation of nonlinear viscoelastic materials // *Polym. Eng. a Sci.* - 1969. – V. 9, № 4. P. 295-310.
5. Уржумцев Ю.С., Максимов Р.Д. Прогностика деформативности полимерных материалов. Рига: Зинатне. 1975. - 416 с.
6. Valanis K.C. Fundamental consequence of a new intrinsic time measure: plasticity as a limit of the endochronic theory // *Arch. Mech. Stosow.* 1980. V. 32. № 2. P. 171-191.
7. Гольдман А.Я. Прогнозирование деформационно-прочностных свойств полимерных и композитных материалов». Л.: Химия, 1988. - 272 с.
8. Вакуленко А.А. Термодинамическое время в механике деформированных сред: Докт. дисс. В форме научн. докл. – Д.: - 1989. – 42 с.
9. Федоровский Г.Д. Определяющие уравнения реологически сложных полимерных сред // *Вестн. ЛГУ. Математика, механика, астрономия.* 1990. № 15. С. 87-91.
10. Бугаков И.И. Фотоползучесть. – М.: Наука, 1991. – 168 с.
11. Кадашевич Ю. И., Помыткин С. П. Эндохронная теория пластичности, обобщающая теорию Сандерса-Клюшникова // *Инженерно-строительный журнал.* 2012. №1(36). С. 82-86.
12. Федоровский Г.Д. О возможностях применения концепции вертикального масштабирования при построении определяющих соотношений деформирования реологически сложных сред XXV Международная конференция “Математическое моделирование в механике деформируемых сред и конструкций. Методы граничных и конечных элементов” (СПб, 23-26 сент. 2013). – Тез. – СПб, СПбГУ, 2013. – С. 213-215.
13. Fedorovsky G.D. The chronomechanics of deformation and strength of nanomaterials // *Material Physics and Mechanics*, 2017, Vol. 31, No 1/2. – P. 78-81.
14. Работнов Ю.Н. Элементы наследственной механики твердых тел. М.: Наука, 1977. 384 с.
15. Москвитин В.В. Сопротивление вязко-упругих материалов (применительно к зарядам ракетных двигателей на твердом топливе). - М.: Наука, 1972. – 328 с.
16. Федоровский Г.Д. Эндохронная модификация уравнения нелинейной ползучести Работнова. *Строительн. механика и расчет сооружений.* - № 6 (215), 2007. – С. 53-55.
17. Fedorovsky G.D. Endochronic modification of the Moskvitin’s equation of nonlinear creep. Assessment of reliability of materials and structures: problems and solutions (International conference (RELMAS’2008), SPb, 17-20 June, 2008). V. 1. – P. 116-119.

ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛЬНОЙ ДИНАМИКИ И ОРИЕНТАЦИОННОГО СОСТОЯНИЯ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ

Рыжов В.А., Жиженков В.В., Квачадзе Н.Г.

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН. С-Петербург, Россия
v.ryzhov@mail.ioffe.ru

Отечественная и зарубежная практика использования высокопрочных, термо- и огнестойких синтетических волокон для современной высокотехнологичной индустрии показала, что самыми рекордными характеристиками обладают волокна из лиотропных систем на основе гетероциклических полиимидов и ароматических параамидов, а также термотропные системы на основе жидкокристаллических (ЖК) сополиэфиров типа Vectra.

Несмотря на различие методов их получения, высокая молекулярная ориентация необходимая для реализации больших значений прочности и модуля упругости в обоих случаях достигается в процессе формирования волокон при фильерной вытяжке [1]. Для дальнейшего (причем существенного) повышения прочности эти волокна подвергаются так называемой термообработке (ТО) - прогреву в определенных температурно-временных режимах. При ТО за счет спонтанной самоорганизации улучшается надмолекулярная структура полимера. Для таких масштабных перестроек высоко ориентированные макромолекулы должны иметь подвижность, по крайней мере, подобную сегментальной подвижности в гибкоцепных полимерах. Молекулярная подвижность в таких системах и является предметом этой работы.

Ранее в серии работ по изучению молекулярной подвижности в ЖК полимерах (ЖКП) методом ядерного магнитного резонанса (ЯМР) широких линий [2-5] было установлено, что масштабные перестройки в процессах самоорганизации и упрочнения ЖК полимерных волокон обеспечиваются специфическим кооперативным движением макромолекул в ЖК-состоянии, названным авторами «квазисегментальным». Данная работа экспериментальная, использующая ИК-спектроскопию среднего и терагерцового диапазонов с целью получить дополнительные сведения о «квазисегментальной» подвижности в подобных жесткоцепных полимерах.

На рис. 1 приведены ИК-спектры гранул и нитей термотропного ЖКП.

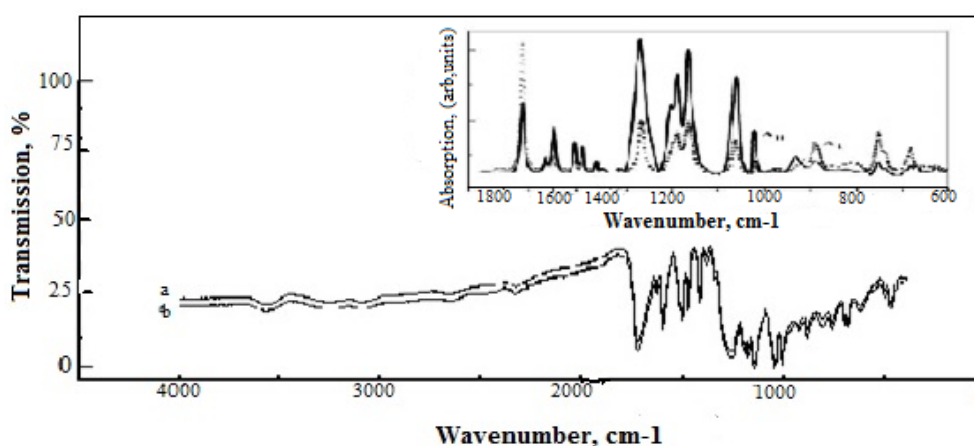


Рис. 1. ИК-спектр Vectra A 950. Гранулы-а, нити-б. Для наглядности спектр нитей смещен по ординате. Врезка: поляризационные спектры поглощения Vectra A 950

Спектры гранул и нитей в этом диапазоне (в том числе и поляризационные) оказались практически одинаковыми, потому, что короткодействующие внутри- молекулярные силы в нитях существенно не отличаются от таковых в гранулах.

Зарегистрированные длинноволновые ИК-спектры гранул и нитей Vectra A 950 в области $400\text{-}20\text{ см}^{-1}$ представлены на рис. 2.

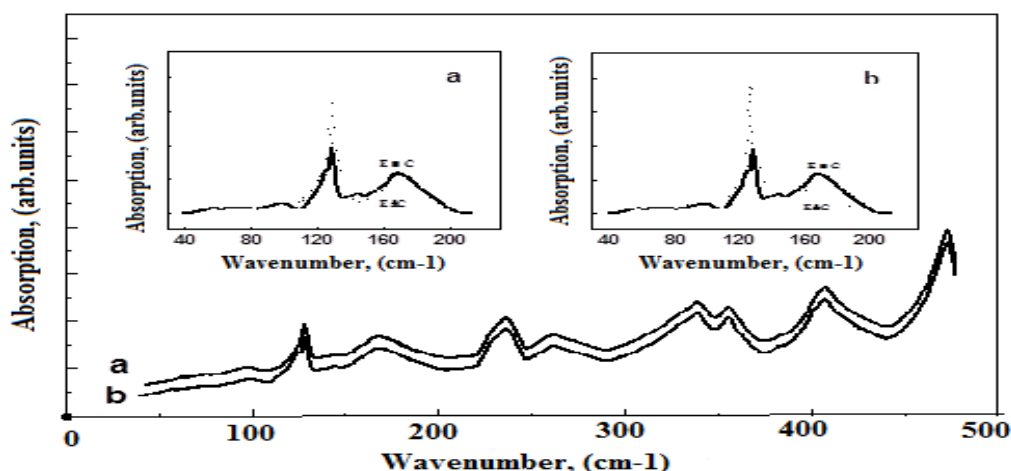


Рис. 2. ДИК-спектры Vectra A 950. Врезка: поляризационные спектры поглощения Vectra A950 гранулы (a), нити (b) в интервале $40\text{-}220\text{ см}^{-1}$

Проведенное на основании расчетных данных предварительное отнесение полос, а также их дихроичное отношение, полученное из наших поляризационных измерений на нитях и гранулах Vectra A 950, представлено в таблице 1.

Таблица 1. Спектральные характеристики ДИК-спектров поглощения ЖКП Vectra A 950.

Vibrational modes Vectra A950, (см^{-1})	Approximate description	Dichroic ratio	
		R_{granuls}	R_{fibers}
69	n- ring libration	0.75	0.95
96	B- ring libration	0.95	1.15
127	Poley absorption + COO torsion	0.45	1.55
143	v 10b B- ring	1.65	1.55
169	Batterfly` N- ring	1.50	1.55

Из сравнения дихроичных отношений полос поглощения в ДИК-спектрах гранул (R_g) и в спектрах волокон (R_f) видно, что особенно разнятся величины R_g и R_f , полученные для полосы поглощения при 127 см^{-1} , которая здесь рассматривается, как поглощение по механизму Поли [6], вызванное либрацией мезогенов.

В итоге, параметр ориентационного порядка в гранулах $S_g = -0.22$, а в волокнах $S_f = 0.15$, что позволяет с большей уверенностью говорить о разной ориентации цепей в волокнах и в гранулах.

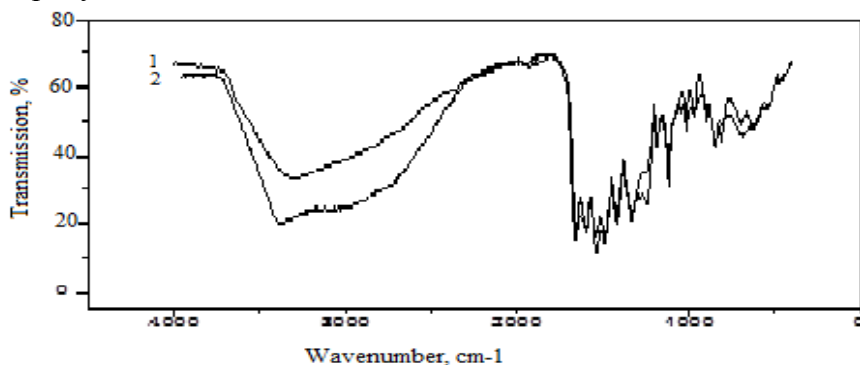


Рис. 3. ИК-спектры Армос. Волокна исходные-1, термообработанные-2.

В отличие от ЖК сополимера Vectra лиотропный полипараамид Армос обладает большей жесткостью цепей. На рис.3 показаны ИК-спектры его волокон в средней ИК-области до и после ТО.

Термообработка, как видно из рис.3, приводит к существенному изменению ИК-спектра. Особенно на частотах проявления валентных колебаний в NH группах ($3700 - 2500 \text{ см}^{-1}$), связанных водородной связью.

Дополнительную информацию относительно изменений, вызванных ТО волокон Армос, несут ДИК-спектры в области $20-500 \text{ см}^{-1}$. Выполненное отнесение полос в этих спектрах показывает, что весь ДИК-спектр Армос в диапазоне $50-450 \text{ см}^{-1}$ фактически характеризует особенности ограниченного малоуглового движения фрагментов макромолекул этого полимера. Как и в случае сополиэфира Вектра, наиболее заметно изменился ДИК-спектр волокон Армос после их ТО на частотах проявления либрации мезогенных группировок. Это свидетельствует об ужесточении полимерных цепей и структурной модификации Армос при ТО. Последнее подтверждается методом протонного магнитного резонанса (ПМР) широких линий [7].

В исходном волокне в спектрах ПМР имеется дополнительная центральная компонента, которая исчезает после ТО. При ТО происходят структурные перестроения типа «залечивания» и ориентации цепей, обеспечивающие в итоге повышение прочности материала. Важным фактором, позволяющим происходить таким крупномасштабным перестройкам, является специфическое кооперативное (квазисегментальное) движение макромолекул в жесткоцепных полимерах.

ПМР-спектр волокон Vectra, снятый при $280 \text{ }^{\circ}\text{C}$, когда полимер находится в ЖК-состоянии, распадается на ряд компонент, свидетельствуя об увеличении ЖК-порядка в системе. Анализ ПМР спектров показывает, что ЖК-расплав не только не теряет свою высокую структурную и динамическую анизотропию, но и приобретает возможность спонтанной самоорганизации.

Она осуществляется за счет перемещения (рептации) фрагментов жестких ЖК-цепей относительно друг друга, а конформационное движение в них есть результат случайного накопления смещений, возникающих при локальных колебаниях звеньев цепи, т.е. по механизму типа Бреслера-Френкеля.

Таким образом появляется возможность экспериментального исследования локальных форм движения (либрации мезогенов и крутильных колебания вокруг фиксированных связей) в ЖК и ЖЦ полимерах по их ДИК-спектрам.

В целом особенности молекулярной динамики, выявленные при сравнительном анализе термотропных и лиотропных образцов ЖК-полимеров по их ИК и ПМР-спектрам, позволяют яснее представлять картину структурной модификации и динамики мезофаз на молекулярном уровне при тепловых фазовых и релаксационных переходах в подобных системах.

Список литературы

1. А.В. Волохина, Г.И. Кудрявцев. Жидкокристаллические полимеры под ред. Н.А. Платэ М., 1988. С. 372-415.
2. Е.А. Егоров, В.В. Жиженков et al. *Polymer*. 1999. V. 40(3), p. 3891.
3. Е.А. Егоров, В.В. Жиженков. *Высокомолек. соед.* 2002. Т.44(7)А. С. 1119.
4. Е.А. Егоров, В.В. Жиженков. *Высокомолек. соед.* 2004. Т.46(11)Б. С. 1965.
5. Е.А. Егоров, В.В. Жиженков. // *Физика твердого тела.* 2005. Т. 47. В. 5. С.915.
6. V.A. Bershtein, V.A. Ryzhov. *Adv. Polym. Sci.* 1994. V. 114. P. 43.
7. В.В. Жиженков, Е.А.Егоров, Н.Г. Квачадзе. *Физико-химия полимеров.* Тверь, 2011. Вып. 17. С. 3.

Н-ФАЗА В ПОРОШКОВОМ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОМ НИКЕЛЬ ОБЕДНЕННОМ СПЛАВЕ $Ti_{28,4}Ni_{49,9}Hf_{21,7}$ С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Володько С.С.^{1,2}, Касимцев А.В.¹, Юдин С.Н.¹, Коротницкий А.В.³,
Маркова Г.В.²

¹ООО Метсинтез, г. Тула, Россия

²Тульский государственный университет, г. Тула, Россия

³НИТУ «МИСИС», г. Москва, Россия

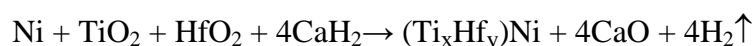
volodko.sv@yandex.ru

Сплавы с эффектом памяти формы (СПФ) на основе никелида титана – наиболее изученные и широко используемые среди СПФ, благодаря высоким функциональным и механическим свойствам. Непрерывно развивающиеся индустриальные отрасли требуют разработки СПФ, проявляющих высокотемпературный ЭПФ (эффект памяти формы). Однако в бинарных сплавах TiNi температурный интервал восстановления форма лежит ниже 100 °С. Для расширения температурной области проявления ЭПФ в СПФ на основе TiNi возникает необходимость их дополнительного легирования. Особое внимание привлекают системы Ti–Ni–Hf, Ti–Ni–Zr их комбинации. Добавление Hf и Zr в качестве третьего и четвертого элемента —перспективный способ повысить рабочие температуры бинарного TiNi, так как эти элементы относительно дешевы в сравнении с Pd, Pt и Au, которые также повышают температуры мартенситных превращений.

Широко используемые методы получения данных сплавов, а именно вакуумно-дуговая и вакуумно-индукционные плавки, в силу несовершенств технологии не позволяют достичь полной фазовой и химической гомогенности по объему заготовки, особенно данная проблема выражена при выплавке слитков массой более 100 грамм. Вследствие ликвации при кристаллизации в структуре образуется ряд выделений вторичных фаз, которые негативно влияют на пластичность и функциональные свойства сплавов памяти формы [1-4]. Образование вторичных фаз приводит к существенным трудностям при деформационной обработке, которая требуется для придания материалу необходимого комплекса физико-механических свойств.

Альтернативой литью выступает порошковая металлургия, в частности, гидридно-кальциевый синтез [5, 6]. Гидридно-кальциевый синтез позволяет получать порошок интерметаллида TiNi и компакты из него, гомогенных по химическому и фазовому составу [7, 8].

Гидридно-кальциевый синтез порошков системы Ti-Ni-Hf можно представить в виде следующей реакции восстановления:



Синтез сплава проводили в интервале температур 1200 °С, состав шихты рассчитывали по уравнению реакции восстановления, приведенному выше.

В таблице 1 показан фазовый состав порошкового сплава $Ti_{28,4}Ni_{49,9}Hf_{21,7}$. Фазовый состав образцов исследовали на автоматизированном дифрактометре ДРОН-3 с использованием монохроматического CuK α излучения с длиной волны $\lambda = 1,54178 \text{ \AA}$. Съемку проводили по точкам (в режиме шагового сканирования) в интервале углов $2\theta = 10 - 100^\circ$, шаг съемки $0,1^\circ$, экспозиция на точку съемки 4 с. Спекание порошков проводили в вакуумной печи при температуре 1250 °С, в вакууме (глубиной 10^{-4} мм рт.ст.). Горячее изостатическое прессование проводили при 916 °С при давлении 150 МПа.

Таблица 1. Фазовый состав порошкового сплава $Ti_{28,4}Ni_{49,9}Hf_{21,7}$ в различном состоянии

Фаза	Стр. тип	Порошок		После спекания		После ГИПа	
		Об. доля, %	Периоды, нм	Об. доля, %	Периоды, нм	Об. доля, %	Периоды, нм
B2	cP2/1	5	$a = 0,3070$	5	$a = 0,3024$	-	-
B19'	mP4/2	95	$a = 0,3084$ $b = 0,4068$ $c = 0,4921$ $\beta = 103,792$	95	$a = 0,3064$ $b = 0,4082$ $c = 0,4903$ $\beta = 103,85$	95	$a = 0,3058$ $b = 0,4087$ $c = 0,4896$ $\beta = 103,819$
Hf_2Ni_3Ti	oF192/2	-		-	-	5	-

Вторичная фаза Hf_2Ni_3Ti имеет орторомбическую решетку со 192 атомами на элементарную ячейку и именуется в литературе как *H*-фаза. Присутствие тройной фазы Hf_2Ni_3Ti дает возможность управлять температурами мартенситных превращений. Когерентные выделения этой фазы механически стабилизируют мартенсит и повышают температуры обратных превращений, что отражено в работе [9]. Согласно данным [10], фаза Hf_2Ni_3Ti образуется в Ni-обогащенных сплавах, однако наблюдается в порошковом $TiNiHf$ сплаве при концентрации никеля 49,9 %. Так же замечено, что на синтезированном порошке и после спекания тройная фаза не обнаружена, однако после нескольких термических обработок (спекание и ГИП) на дифрактограмме наблюдаются пики, присущие фазе Hf_2Ni_3Ti . Видимо отсутствие *H*-фазы на исходном порошке и на спеченном компакте связано с достаточно быстрым охлаждением как после синтеза, так и после спекания.

В таблице 2 представлен фазовый состав образцов сплава $Ti_{28,4}Ni_{49,9}Hf_{21,7}$ подвергнутых термической обработке по схеме: нагрев до 300 и 600 °С, выдержкой 1 час и быстрым охлаждением в воде.

Таблица 2. Фазовый состав сплава $Ti_{28,4}Ni_{49,9}Hf_{21,7}$ после закалки

Тип решётки	Закалка 300 °С			Закалка 600 °С	
	Стр. тип	Об. доля, %	Периоды, нм	Об. доля, %	Периоды, нм
B2	cP2/1	-	$a = 0,3024$	5	$a = 0,3083$
B19'	mP4/2	100	$a = 0,3065$ $b = 0,4085$ $c = 0,4902$ $\beta = 103,77$	95	$a = 0,3067$ $b = 0,4090$ $c = 0,4894$ $\beta = 103,73$

Температуры мартенситных превращений сплава $Ti_{28,4}Ni_{49,9}Hf_{21,7}$ в состоянии после спекания были определены на деформационно-закалочном дилатометре DIL805A/D. Регистрируемые в ходе нагрева и охлаждения дилатометрические эффекты, соответственно связанные с протеканием обратного и прямого термоупругого мартенситного превращения, характеризовались широким интервалом проявления, а также имели область частичного температурного перекрытия. Характеристические температуры начала и конца прямого мартенситного превращения составили: $M_s = 268$ °С, $M_f = 180$ °С, а для обратного превращения, соответственно: $A_s = 212$ °С, $A_f = 326$ °С.

Закалка с 300 °С и 600 °С приводит к исчезновению фазы Hf_2Ni_3Ti , что указывает на расширение области гомогенности фазы $TiHfNi$.

Таким образом, *H*-фаза наблюдается в никель обедненном порошковом сплаве $Ti_{28,4}Ni_{49,9}Hf_{21,7}$ и не наблюдается в закаленных с достаточно низких температур образцах. Наличие *H*-фазы в сплаве $Ti_{28,4}Ni_{49,9}Hf_{21,7}$, по-видимому, связано с особенностями гидридно-кальциевого синтеза.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №18-03-00451 А).

Список литературы

1. Z. Zhang, J. Frenzel, K. Neuking and G. Eggeler. Vacuum Induction of Ternary NiTiX (X = Cu, Fe, Hf, Zr) Shape Memory Alloys Using Graphite Crucibles // Materials Transaction. – 2006. – PP. 661 – 669.
2. М.Ю. Коллеров, А.А. Ильин, И.С. Польшкин, А.С. Файнброн, Д.Е. Гусев, С.В. Хачин. Структурные аспекты технологии производства полуфабрикатов из сплавов на основе никелида титана // Металлы. – 2007. - № 5. – С. 77 – 85.
3. М.Ю. Коллеров, А.В. Александров, Д.Е. Гусев. Влияние шихтового материала и метода выплавки на структуру и эффект запоминания формы слитков сплавов на основе никелида титана // Технология легких сплавов. – 2012. - № 2. – С. 87 – 93.
4. Y. Tong, F. Chen, B. Tian, L. Li, Y. Zheng. Microstructure and martensitic transformation of $Ti_{49}Ni_{51-x}Hf_x$ high temperature shape memory alloys // Materials Letters. – 2009. PP. 1869 – 1871.
5. Касимцев А.В. Физико-химия и технология получения порошков интерметаллидов, тугоплавких соединений и композиционных материалов гидридно-кальциевым методом: автореф. дис... докт. техн. наук: 05.16.06. – М: Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», 2010. – 44 с.
6. Гидридно-кальциевый синтез интерметаллида TiHfNi с высокотемпературным эффектом памяти формы / С.С. Володько, А.В. Касимцев, Г.В. Маркова, А.В. Шуйцев // IV международная конференция «многомасштабное моделирование структур, строение вещества, наноматериалы и нанотехнологии: Сб. материалов IV междунар. конф. / Под общ. ред. В.А. Панина. – Тула: Изд-во Тул. гос. пед. ун-та им. Л.Н. Толстого, 2017. – С. 9 – 12.
7. А.В. Касимцев, Г.В. Маркова, А.В. Шуйцев, Ю.В. Левинский, Т.А. Свиридова, А.В. Алпатов, Изменение структуры при консолидации гидридно-кальциевых порошков интерметаллида TiNi // Metallurg. – 2014. - № 11. – С. 108 – 114.
8. А.В. Касимцев, Г.В. Маркова, А.В. Шуйцев, Ю.В. Левинский, Т.А. Свиридова, А.В. Алпатов, Порошковый гидридно-кальциевый интерметаллид TiNi // Известия ВУЗов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия. – 2014. - № 3. – С. 31 – 37.
9. Behnam Amin-Ahmadi, Joseph G. Pauza, Ali Shamimi, Tom W. Duering, Ronald D. Noebe, Aaron P. Stebner. Coherency strains of H-phase precipitates and their influence on functional properties of nickel-titanium-hafnium shape memory alloys // Scripta Materialia. – 2018. – Vol. 147– PP. 83 – 87.
10. R. Santamarta, R. Arroyave, J. Pons, A. Evirgen, I. Karaman, H.E. Karaca, R.D. Noebe. TEM study of structural and microstructural characteristics of a precipitate phase in Ni-rich Ni-Ti-Hf and Ni-Ti-Zr shape memory alloys // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61– PP. 6191 – 6206.

ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЬНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДА TiNi

Маркова Г.В., Шуйцев А.В., Касимцев А.В., Володько С.С.

ФГБОУ ВО Тульский государственный университет (ТулГУ),
Тула, Россия
galv.mark@rambler.ru

Получение сплавов на основе никелида титана в промышленных или полупромышленных масштабах осложнено необходимостью обеспечения точного состава сплава во всем объеме заготовки, т.к. функциональные свойства прецизионных сплавов очень чувствительны к отклонениям содержания компонентов. Традиционная технология получения TiNi методами литья сопряжена с развитием дендритной ликвации, для исправления которой необходимо термическая и термомеханическая многооперационная обработка. В настоящее время производимые слитки и полуфабрикаты из никелида титана подвергаются полному тестированию и отбирается только небольшой объем металла от партии с требуемыми характеристиками [1,2]. Решение этой проблемы связано с применением порошковых технологий для получения однородных по составу заготовок из TiNi. Ранее с использованием гидридно-кальциевой технологии нами был получен гомогенный порошок TiNi (55,5 мас.% Ni), который после спекания показал гомогенность химического и структурного состава во всем объеме заготовки (до 50 кг) [3, 4, 5]. Спеченный порошковый сплав обладают пористостью около 2 %, что приводит к снижению прочности и пластичности. Для устранения пористости необходимо выбрать тип пластической деформации и оптимизировать режимы.

Полученные спеканием (вакуум $5 \cdot 10^{-5}$, 1250 °С, 3 часа) заготовки подвергали продольно-винтовой прокатке при 1000 °С в четыре прохода – на 9, 27, 45 и 55 % (рис. 1).

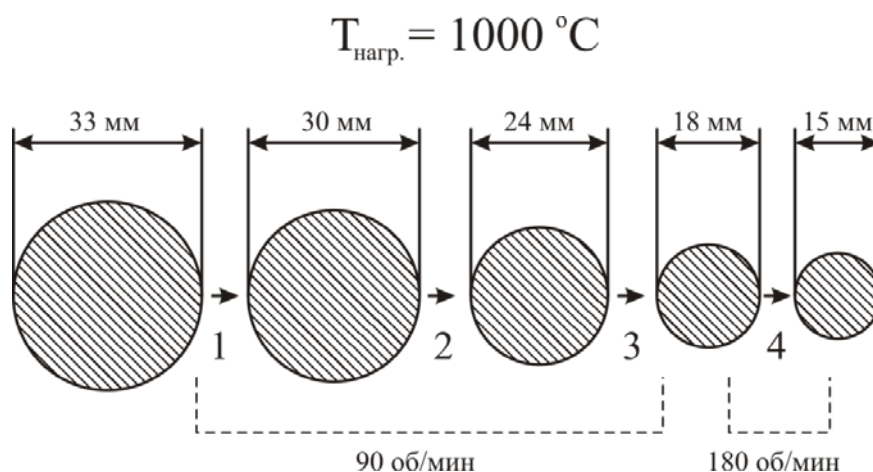


Рис.1. Схема проведения винтовой прокатки порошковой заготовки сплава TiNi

Структуру и фазовый состав исследовали с помощью металлографического и рентгеноструктурного анализа. В процессе пластической деформации структура изменяется незначительно – размер зерна несколько уменьшается, но сохраняется равновесная форма зерен, что обусловлено развитием динамической рекристаллизации при температуре прокатки. Однако увеличение степени деформации приводит к изменению формы пор, которые вытягиваются в направлении прокатки (рис. 2).

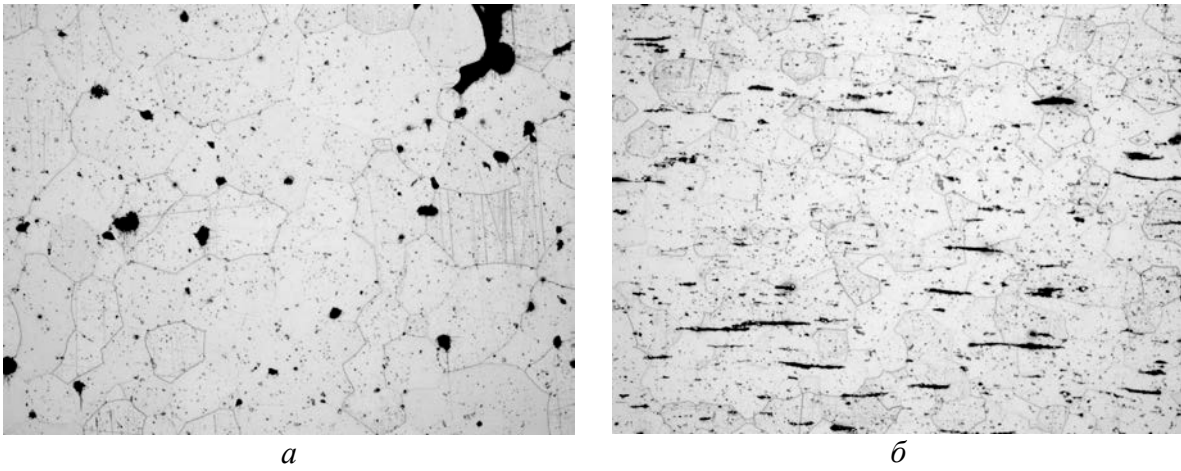


Рис. 2. Микроструктура порошкового TiNi после винтовой прокатки; *a* – после первого прохода ($\epsilon = 9\%$), *б* – после четвертого прохода ($\epsilon = 55\%$), $\times 100$

Результаты фазового рентгеноструктурного анализа приведены в таблице 1.

Таблица 1. Фазовый состав TiNi после винтовой прокатки

№ образца	Состояние	Фазовый состав, %	Параметр решетки B2 фазы, ангстрем
1	спекание	B2 - 100	3,008
2	I проход	B2 - 100	3,009
3	II проход	B2 - 100	3,009
4	III проход	B2 - 100	3,008
5	IV проход	B2 - 90 R - 10	3,009

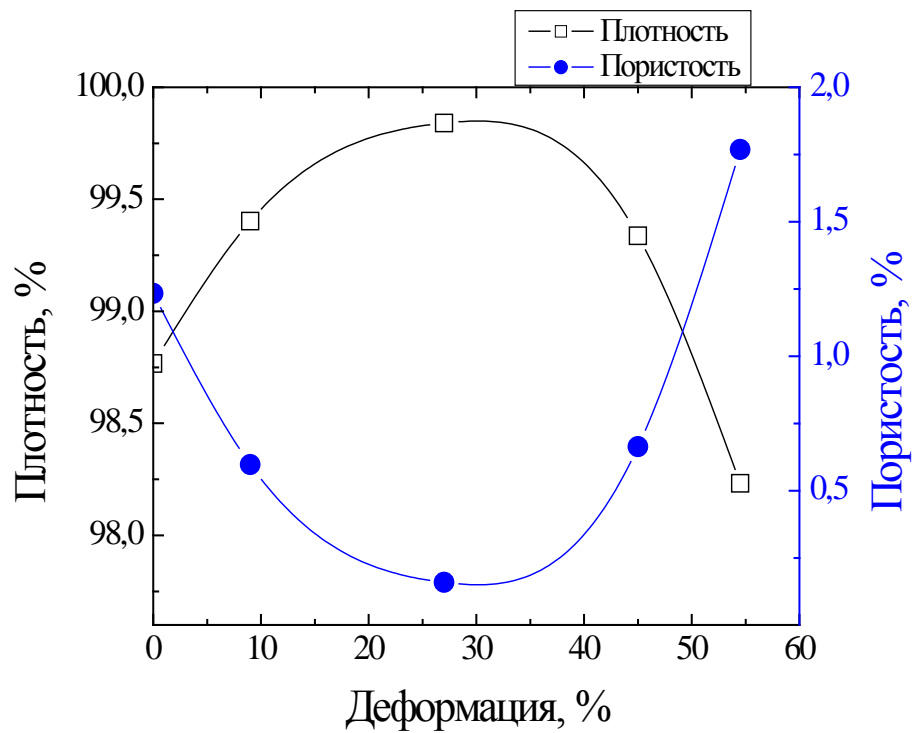


Рис.3. Изменение плотности и пористости при деформации продольно-винтовой прокаткой

Появление мартенситной фазы при достижении степени деформации $\varepsilon = 55\%$, вероятно, обусловлено смещением точек мартенситного превращения в сторону более высоких температур. Смещение мартенситных точек под действием напряжений описывается уравнением Клайперона [6].

Измерение плотности проводили гидростатическим методом по ГОСТ 18898-89. Результаты измерения плотности и пористости приведены на рисунке 3.

При деформации до $\sim 30\%$ (второй проход) плотность заготовки возрастает, в то же время дальнейшее увеличение степени деформации ведет к росту пористости и разрыхлению материала. В первую очередь разрыхление в осевой зоне связано с режимами деформации и зависит от температуры прокатки, скорости вращения валков, величины обжатия за половину оборота валка и т.д.

В таблице 2 приведены данные о механических свойствах сплава после четвертого прохода. Винтовая прокатка способствует увеличению и прочностных и пластических свойств.

Таблица 2. Механические свойства спеченного сплава после винтовой прокатки

№ образца	$\sigma_{в}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	E , ГПа
спеченный	985	484	3,6	-
1	1149	814	5,3	77
2	1141	813	5,1	78
3	1134	841	4,8	78

Проведенные исследования показали, что поперечно-винтовая прокатка (ε – до 55 %) спеченного из гидридно-кальциевого порошка TiNi приводит к следующим изменениям структуры и свойств:

- i – деформация при 55 % вызывает появление в структуре R-мартенсита;
- ii – деформация свыше $\sim 30\%$ приводит к разрыхлению материала;
- iii – несмотря на разрыхление, винтовая прокатка повышает характеристики прочности и пластичности относительно исходного спеченного состояния.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № [17-03-00360](#)

Список литературы

1. Коллеров М.Ю., Ильин А.А., Польшкин И.С., Файнброн А.С., Гусев Д.Е., Хачин С.В., Структурные аспекты технологии производства полуфабрикатов из сплавов на основе никелида титана // *Металлы*. – 2007. - № 5. – с. 77-85.
2. А.А. Ильин, М.Ю. Коллеров, В.И. Хачин, Д.А. Гусев, Медицинский инструмент и имплантаты из никелида титана: металлосведение, технология, применение // *Металлы*, №3, 2002, с. 105-110.
3. Г.В. Маркова, А.В. Касимцев, А.В. Шуйцев, Т.А. Свиридова, Особенности структурообразования спеченного интерметаллида TiNi // *Материалосведение* 2015. № 3, С. 31-35.
4. А.В. Касимцев, Г.В. Маркова, А.В. Шуйцев, Ю.В. Левинский, Т.А. Свиридова, А.В. Алпатов. Порошковый гидридно-кальциевый интерметаллид TiNi // *Известия ВУЗов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*. 2014. № 3. С. 31-37.
5. А.В. Шуйцев Структура и функциональные свойства интерметаллида TiNi, полученного спеканием гидридно-кальциевых порошков. Автореф. канд. дис., Москва, 2015 г, 18 с.
6. Лободюк В.А., Эстрин Э.И. Мартенситные превращения. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2009. – 352 с.

СВОЙСТВА СПЕЧЁННЫХ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВЫХ СПЛАВОВ TiNbTa И TiNbZr

Юдин С.Н.^{1,2}, Юдина Е.Э.¹, Касимцев А.В.^{1,2}, Шуйцев А.В.^{1,2},
Маркова Г.В.¹, Володько С.С.^{1,2}

¹ Тульский государственный университет, г. Тула, Россия

² ООО «Метсинтез», г. Тула, Россия

metsintez@yandex.ru

Сплавы систем Ti–Nb–Ta, Ti–Nb–Zr рассматриваются как перспективные материалы для имплантов, так как они отличаются низким модулем Юнга, хорошей биосовместимостью с человеческим организмом, проявляют эффект памяти формы и не окисляются в теле человека.

Сплавы Ti–Nb–Ta, Ti–Nb–Zr для медицинского применения стали активно изучаться с начала XXI в., и накопился уже довольно большой экспериментальный материал, например [1, 2]. Однако, в основном, исследовались свойства образцов, полученных литьём. Хорошо известно, что литые изделия отличаются грубой дендритной структурой, имеют мелкую усадочную пористость, неоднородное распределение компонентов сплава в объёме отливки. Для преодоления этих недостатков необходимо применение длительных диффузионных отжигов, термо-деформационной обработки. В настоящей работе предлагается иной подход при получении сплавов Ti–Nb–Ta, Ti–Nb–Zr. На первом этапе осуществляется гидридно-кальциевый синтез соответствующего сплава. Далее различными методами порошковой металлургии, например, прессование + спекание, возможен перевод порошка в плотное, компактное тело.

В таблице 1 показан химический состав гидридно-кальциевых сплавов Ti–Nb–Ta, Ti–Nb–Zr. Основные физико-химические и технологические свойства порошков указаны в работе [3]. Всего было получено по 6 кг каждого сплава с однородным химическим составом.

Таблица 1. Химический состав сплавов Ti–Nb–Ta, Ti–Nb–Zr

Сплав	% массовый								
	Ti	Nb	Ta	Zr	Ni	O	N	C	H
TiNbTa	основа	30,1	17,4	-	0,3	0,12	0,120	0,099	0,41
TiNbZr	основа	33,2	-	8,6	0,2	0,19	0,072	0,081	0,20

Для консолидации порошков применили классический подход в порошковой металлургии, заключающийся в холодном прессовании и вакуумном спекании. Прессование осуществляли в прессе холодного гидростатического прессования под давлением 200 МПа.

Оценку оптимальной температуры спекания проводили при помощи нагрева прессовок, полученных односторонним прессованием (200 МПа) порошков TiNbTa и TiNbZr, в dilatометре (NETZSCH DIL 402 C) до температуры 1700 и 1650 °С, соответственно. Скорость нагрева была 10 °С/мин. Установлено, что брикет TiNbTa даёт усадку при температуре 1500 °С, TiNbZr начинает усаживаться при меньшей температуре – 1400 °С. Максимальная скорость усадки, как для первого, так и для второго сплава наблюдается в интервале 1600 – 1700 °С. Таким образом, температуру спекания приняли равной 1600 °С.

На рисунке 1 показана микроструктура спечённых сплавов TiNbTa и TiNbZr. Металлографическим исследованием установлено, что пористость образцов равна 14 и 8 % для сплавов TiNbTa и TiNbZr, соответственно. Распределение зёрен по размерам

подчиняется логнормальному закону распределения. Среднее геометрическое размера зерна для сплава TiNbTa составляет 12,5 мкм, для сплава TiNbZr – 16,5 мкм.

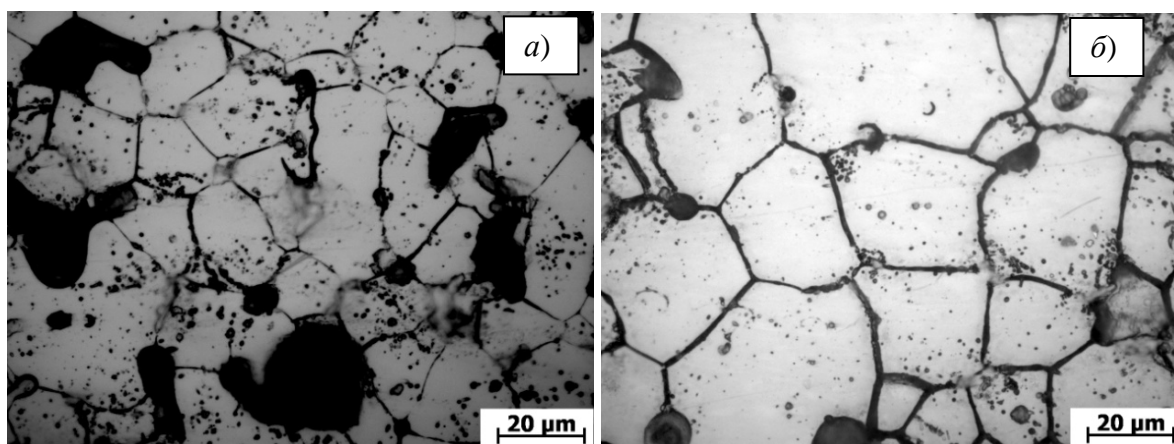


Рис.1. Микроструктуры сплавов TiNbTa (а) и TiNbZr (б) после спекания 1600 °С

После спекания содержание кислорода и азота в сплавах фактически соответствует порошковому состоянию (табл. 1). Произошло рафинирование материала по водороду, концентрация которого упала до 0,02 – 0,03 % масс.

Рентгенофазовый анализ показал, что спечённые образцы состоят только из фазы типа А2 (ОЦК решётка), однако дифракционные линии, особенно на больших углах 2θ , имеют некоторую асимметрию. Это, скорее всего, связано с присутствием в структуре двух ОЦК твёрдых растворов с различными периодами решётки.

В настоящей работе оценили механические и упругие свойства спечённых сплавов TiNbTa и TiNbZr по схеме одноосного растяжения. Образцы соответствовали требованиям ГОСТ 1497 и вырезались из исходных спечённых заготовок с отступом от поверхности около 4 мм. Эксперименты проводили на испытательной машине Zwick Z250. Скорость деформирования задавалась на уровне 10^{-3} с^{-1} . За результат принимали среднее из трёх экспериментов. На рисунке 2 демонстрируется внешний вид образцов и момент испытаний.

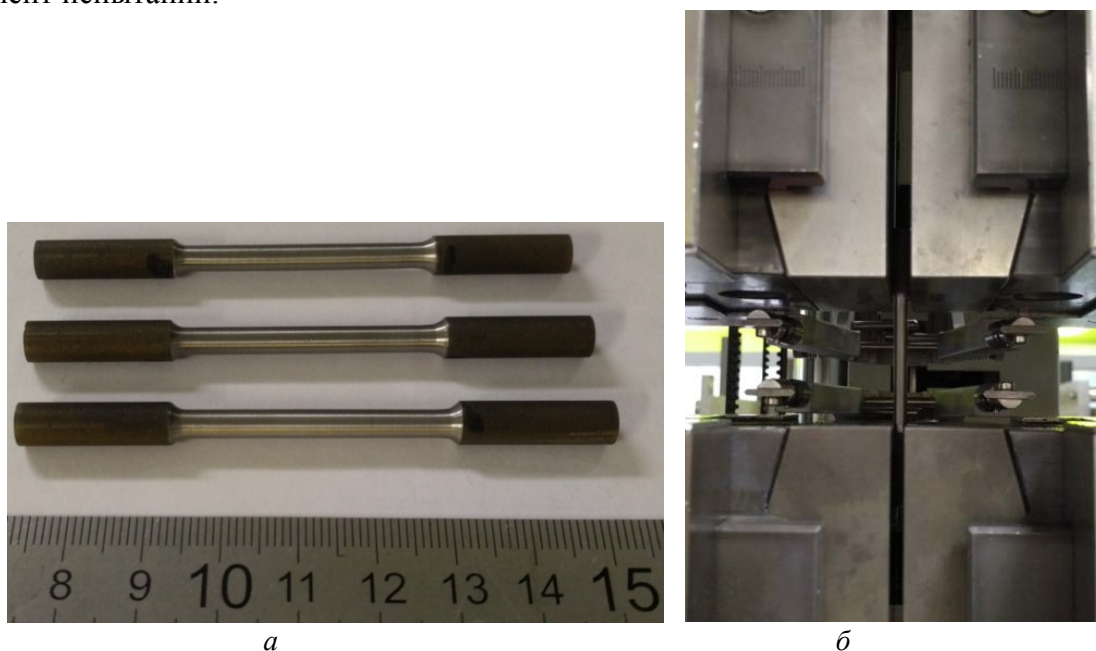


Рис. 2. Образцы сплавов TiNbTa и TiNbZr на растяжение (а), момент испытаний (б)

В работе также оценили микротвёрдость сплавов в спечённом состоянии. Измерения проводили на микротвёрдомере ПМТ-3 под нагрузкой 1 Н. За результат принимали среднее из 50 уколов, равномерно распределённых по поверхности шлифа.

В таблице 2 приведены результаты испытаний на растяжение и измерения микротвёрдости. В открытой литературе очень мало сведений о свойствах сплавов систем Ti-Nb-Ta и Ti-Nb-Zr в спечённом (пористом) состоянии. Поэтому полученные результаты сравнили с данными для сплавов Ti-Nb-Ta и Ti-Nb-Zr [1, 2] с похожим химическим составом. В работах [1, 2] материал получали литьём с последующей деформацией и термической обработкой при температуре 1000 °С с охлаждением в воде.

Таблица 2. Результаты испытаний на растяжение и измерения микротвёрдости спечённых образцов TiNbTa и TiNbZr

Свойство	Сплав, % масс.			
	Ti-30,1Nb-17,4Ta	Ti-30Nb-7,5Ta [1]	Ti-33,2Nb-8,6Zr	Ti-41,1Nb-7,1Zr [2]
E , ГПа	57 ± 5	≈ 80	62 ± 5	65 ± 1
$\sigma_{0,2}$, МПа	444 ± 7	≈ 580	570 ± 29	490 ± 27
HV, МПа	150 ± 3	≈ 200	178 ± 3	169 ± 4

Данные таблицы 2 показывают, что Ti-30,1Nb-17,4Ta по своим свойствам немного уступает сплаву Ti-33,2Nb-8,6Zr. Наиболее вероятно, это связано с тем, что образцы Ti-30,1Nb-17,4Ta имеют несколько большую пористость (14 против 8 %). Разрабатываемые сплавы Ti-30,1Nb-17,4Ta и Ti-33,2Nb-8,6Zr по демонстрируемым свойствам характеризуются некоторыми отличиями от литых сплавов (таблица 2). Наиболее вероятно, это связано с наличием пористости в порошковом материале.

Таким образом, по предлагаемой порошковой технологии возможно получать сплавы систем Ti-Nb-Ta и Ti-Nb-Zr с однородным химическим составом и структурой, представленной β -Ti. Содержание кислорода и азота в спечённых образцах фактически соответствует требованиям, предъявляемым к титану и деформированным титановым сплавам (ГОСТ 1987).

Спекание гидридно-кальциевых порошков Ti-30,1Nb-17,4Ta и Ti-33,2Nb-8,6Zr при температуре 1600 °С позволило получить заготовки с мелким зерном (12,5 и 16,5 мкм, соответственно) и остаточной пористостью 14 и 8 %, соответственно.

Спечённые образцы сплавов Ti-30,1Nb-17,4Ta и Ti-33,2Nb-8,6Zr имеют модуль Юнга на уровне 57 и 62 ГПа, соответственно.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №16-43-710688 p_a).

Список литературы

1. Effect of the addition of Ta on microstructure and properties of Ti-Nb alloys / Souza S.A., Manicardi R.B., Ferrandini P.L., and et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2010. – Vol. 504. – PP. 330 – 340.
2. Microstructural and mechanical characterization of biomedical Ti-Nb-Zr(-Ta) alloys // Elias L.M., Schneider S.G., Schneide S., and et al. // Materials Science and Engineering A. – 2006. – Vol. 432. – PP. 108 – 112.
3. Гидридно-кальциевый синтез порошков сплавов на основе системы Ti-Nb / Касимцев А.В., Шуйцев А.В., Юдин С.Н. и др. // Металлы. – 2017. - №5. – С. 52 – 63.

ТЕРМОСТОЙКОСТЬ РЕАКЦИОННО-СВЯЗАННОГО НИТРИДА КРЕМНИЯ

Якушкин П.Ю., Миронов Р.А., Рогов Д.А., Кирюшина В.В., Забежайлов М.О.

АО «ОНПП «Технология» им. А.Г.Ромашина», г.Обнинск, Россия

pawel.jakushkin@yandex.ru

Величина термостойкости конструкции в условиях высокоинтенсивного нагрева/охлаждения может быть оценена либо экспериментально, либо путем численного моделирования с привлечением статистических моделей прочности. Зная свойства материала (коэффициенты теплопроводности и термического расширения, теплоемкость, модуль Юнга, коэффициент Пуассона), можно провести расчет термических напряжений в конструкции, и, сравнив, с учетом масштабного фактора, рассчитанные напряжения с пределом прочности, оценить термостойкость. Однако, для большей достоверности получаемых таким путем оценок, следует проводить проверку получаемых результатов в модельных экспериментах.

В данной работе термостойкость реакционно-связанного нитрида кремния определялась методом закалки в воду (ГОСТ 11103-85). Образцы для трехточечного изгиба в форме балочек (7x7x60)мм испытывались на термостойкость путем определения остаточной прочности после закалки в воду. Кроме того был проведен численный расчет напряжений, возникающих в образце при данных испытаниях. Расчет показал, что максимальные напряжения возникают через 0,1 – 0,15 с и локализованы либо на ребре, либо на грани балки в зависимости от начальной температуры образца.

Полученные данные показывают, что разница температур воды и образца до бросания, при превышении которой наблюдается резкое падение средней прочности и рост вероятности разрушения лежит в интервале температур 420 – 430 °С. Полученные результаты по перепаду температур близки к литературным данным по термостойкости РСНК [1]. Величина расчетных максимальных растягивающих напряжений, соответствующая экспериментальной вероятности разрушения 50% составила $\bar{\sigma}_{RTsexp} = 165$ МПа. Ее можно принять за среднюю прочность на растяжение при испытании на термостойкость. Расчет напряжений, возникающих в балке при термоударе, позволил определить эффективный объем при испытании на термостойкость $V_{eff TS}$.

По данным испытаний балок на предел прочности при трехточечном изгибе в соответствии с описанной в [2] методикой были оценены параметры Вейбулла: $m = 13$, $\sigma_c = 249,2$ МПа и величина среднего предела прочности на растяжение $\bar{\sigma}_R = 152$ МПа в пересчете на геометрический объем балки для трехточечного изгиба V_{3pb} . В соответствии с моделью Вейбулла была оценена средняя прочность балки на разрыв с учетом объема нагружаемого при испытаниях на термостойкость:

$$\bar{\sigma}_{R TS calc} = \bar{\sigma}_R \cdot \left(\frac{V_{3pb}}{V_{eff TS}} \right)^{1/m}$$

Полученная таким образом величина среднего предела прочности на разрыв составила $\bar{\sigma}_{R TS calc} = 155$ МПа, что достаточно близко к полученному при испытании на термостойкость значению $\bar{\sigma}_{RTsexp} = 165$.

Таким образом, можно утверждать, что термостойкость может быть достоверно оценена расчетным путем, базирующимся на экспериментальных данных по прочности на изгиб, статистической модели прочности и расчетном распределении термических напряжений.

1. К.А.Казаквичус и др // Проблемы прочности. 1988. №. 11. С. 57-60.
2. Кирюшина В. В и др //Механика композиционных материалов и конструкций.2006. Т. 12. № 1. С. 76-82.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА МЕТАЛЛ-ИНТЕРМЕТАЛЛИД

Липатникова Я.Д., Соловьев А.Н., Соловьева Ю.В.,
Старенченко В.А.

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

Слоистые композитные материалы представляют собой большой класс практически востребованных материалов. Высокая прочность такого композита достигается интерметаллическим слоем, пластичность – благодаря металлическому слою. Для создания композитных материалов с хорошими прочностными свойствами и способных работать в разных условиях эксплуатации, прежде всего, необходимы теоретические исследования.

В этой работе изучалась высокотемпературная деформация слоистых композиционных материалов, подвергнутых одноосному высокоскоростому сжатию, теоретическими методами. Исследование проводилось с использованием многоуровневого метода трехмерного моделирования, основанного на объединении моделей кинетики деформационных дефектов сплавов со сверхструктурой $L1_2$ и чистых металлов и модели механики сплошной среды. Численная реализация такого подхода была проведена методом конечных элементов в программном комплексе «РАНЕТ-3». Эта синтетическая модель ранее позволила описать процесс образования и развития макроскопических сдвиговых полос при одноосной высокотемпературной деформации монокристаллов сплава со сверхструктурой $L1_2$. Так как гетерофазные (композитные) материалы по сравнению с однофазными имеют более широкое применение при изготовлении деталей, работающих в высокотемпературном режиме, то было очень важно изучить пластичность и потерю высокопрочных свойств композитов на основе жаропрочных сплавов со сверхструктурой $L1_2$.

Исследовалось влияние физических свойств материалов, составляющих композит, на его макроскопическую картину деформации. Решения уравнений моделей дислокационной кинетики в виде зависимостей напряжение-деформация использовались в модели механики сплошной среды для описания упрочнения элементарного объема среды. При описании упрочнения материала элементарных объемов интерметаллидной фазы использовались как монотонно возрастающие зависимости напряжение-деформация, так и немонотонные зависимости, предполагающие структурное разупрочнение материала, и, в случае однофазного материала, приводящие к формированию макроскопических полос сдвига. Для элементарных объемов металлической фазы использовались только монотонно возрастающие кривые упрочнения. Если уровень напряжений кривых течения двух фаз не имеет больших отличий, то деформация протекала однородно или образование полос макроскопического сдвига частично подавлялось включением фазы чистого металла. В случае отличия напряжений на порядок, наблюдается неустойчивость пластического течения, образование полос макроскопического сдвига и расслоение композита.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 17-72-10042.

ВЫЯВЛЕНИЕ ФРАКТАЛЬНОЙ САМООРГАНИЗАЦИИ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ МЕТОДОМ СТАТИСТИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ПАУЗ МЕЖДУ АКУСТИЧЕСКИМИ СИГНАЛАМИ В ПОТОКЕ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ

Гиляров В.Л., Дамаскинская Е.Е., Фролов Д.И.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия
Vladimir.Hilarov@mail.ioffe.ru

С целью обнаружения изменений во времени статистических характеристик процесса разрушения, выявляемого методом акустической эмиссии, был проведен мультифрактальный анализ пауз между ближайшими акустоэмиссионными событиями. В настоящей работе рассчитывались временные зависимости спектра сингулярностей $D(h)$ методом вейвлет лидеров.

Исследовались ряды акустических событий в двух образцах гранита. Деформирование образцов проводилось в условиях одноосного сжатия с постоянной скоростью ($\sim 5\text{N/s}$). Каждый сигнал АЭ характеризуется временем излучения, координатой и энергией. Регистрация сигналов АЭ проводилась не только в процессе деформирования, но и после того, как нагружение было прекращено, что позволило анализировалось развитие процесса разрушения после снятия нагрузки.

Из исходных данных были рассчитаны ряды пауз между ближайшими событиями. Эти ряды пауз разбивались на частично перекрывающиеся последовательности из 1024 элементов, для которых и проводился мультифрактальный анализ методом вейвлет лидеров. Для каждой из последовательностей рассчитывался спектр сингулярностей и определялись два основных его параметра – $H = h(D_{\max})$ – (соответствует глобальному коэффициенту Херста) и ширина спектра w .

Для одного из образцов наблюдалось более или менее монотонное увеличение во времени коэффициента H и уменьшение ширины спектра. Такое поведение отражает тенденцию к монофрактализации с небольшим значением фрактальной размерности $D = 2 - H$, которая обычно и наблюдается в процессе разрушения материалов.

Совершенно иное поведение мультифрактальных характеристик наблюдалось для другого образца. На начальной стадии опять имелась тенденция к увеличению H и уменьшению w , но далее эта тенденция пропала вплоть до всплеска в момент времени, когда механическая нагрузка была уже снята и процесс акустической эмиссии развивался под действием только внутренних напряжений. Скачок H в этот момент времени можно объяснить тем, что примерно в то же самое время и происходит рост трещины, которая наблюдается на снимках компьютерного томографа. Далее процесс некоторое время проходит в персистентной фазе $H > 0.5$, после чего принимает броуновский характер, и, наконец, начинает затухать. Т.е. и в этом случае рост очага разрушения сопровождается изменением характера процесса от более сложного мультифрактального к более простому – монофрактальному, т.е. фрактальной самоорганизацией.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (гранты 16-05-00237).

ИЗМЕНЕНИЕ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ТОНКИХ ФОЛЬГ ПЛАТИНЫ ПРИ ИХ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Корсуков В.Е., Гиляров В.Л., Корсукова М.М., Гиляров И.В.,
Обидов Б.А.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе
Vjacheslav.Korsukov@mail.ioffe.ru

На поверхности платиновых фольг выбирались участки различного размера (1x1мкм, 3x3мкм, 10x10мкм и 30x30мкм), на которых снимались топограммы поверхности при разных значениях внешнего приложенного механического напряжения. Для выявления деталей локального скейлинга полученные топограммы исследовались методом мультифрактального анализа. В частности рассчитывался спектр сингулярностей $f(\alpha)$. Алгоритм расчета описан в [1]. Поверхность покрывалась квадратной решеткой размера l . В качестве мультифрактальной меры на этой решетке выбиралась высота поверхностного профиля. Вероятность заполнения квадратной ячейки определялась средней высотой профиля (сумма высот точек принадлежащих данной ячейке, нормированная на общую сумму высот рассматриваемого участка поверхностного профиля). Статистическая сумма вычислялась стандартным способом. Далее из нее определялись скейлинговые экспоненты $\tau(q)$, из которых и рассчитывался искомый спектр $f(\alpha)$. На рис. 1 приведена зависимость ширины спектра сингулярностей ($\Delta\alpha$) в зависимости от приложенной нагрузки.

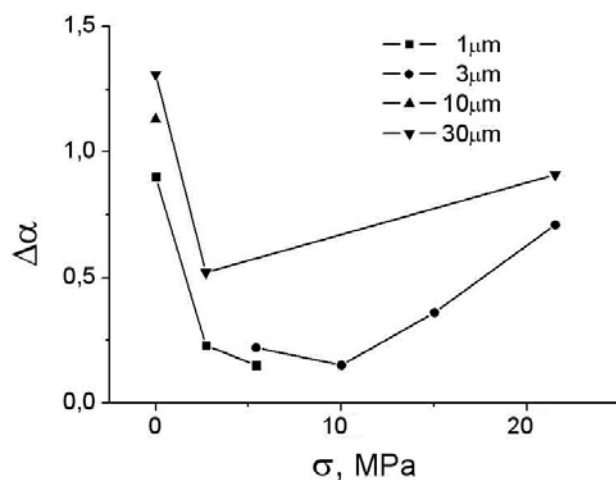


Рис.1. Зависимость ширины спектра сингулярностей на топограммах поверхности разного размера

На больших масштабах при малых значениях нагрузки поверхность разглаживается, $\Delta\alpha$ уменьшаются. Т.е. поверхность становится более регулярной. При увеличении нагрузки $\Delta\alpha$ продолжает уменьшаться, что говорит о монофрактализации поверхности. При самых больших нагрузках на поверхности наблюдалась магистральная трещина. При этом на разных масштабах $\Delta\alpha$ возрастает. Т.е. состояние поверхности становится близким к начальному иррегулярному виду.

1. M. Nasehnejad, M. Cholipour Shahraki, G. Nabyouni. Applied Surface Science, 389, (2016), 735-741.

STRUCTURAL TRANSFORMATIONS IN COPPER DURING SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Rogachev S.O.¹, Zemlyakova N.V.²

¹ *The National University of Science and Technology "MISIS", Moscow, Russia*

² *Mechanical Engineering Research Institute of RAS (MERI RAS),*

Nizhny Novgorod, Россия

serti222@ya.ru

The production of ultrafine-grained materials by the method of equal-channel angular pressing is referred to promising technologies [1-4]. Despite a large number of publications on this subject, the question of the mechanism for the formation of the boundaries of new *UFG* grains after *ECAP* remains relevant [5 - 7].

The work shows a step-by-step change in the structure after *ECAP* processing along the route Bc with 2, 4, and 8 passes. The macrostructure was studied with a Neophot-32 metallographic microscope and a *TESCAN VEGA II* scanning electron microscope.

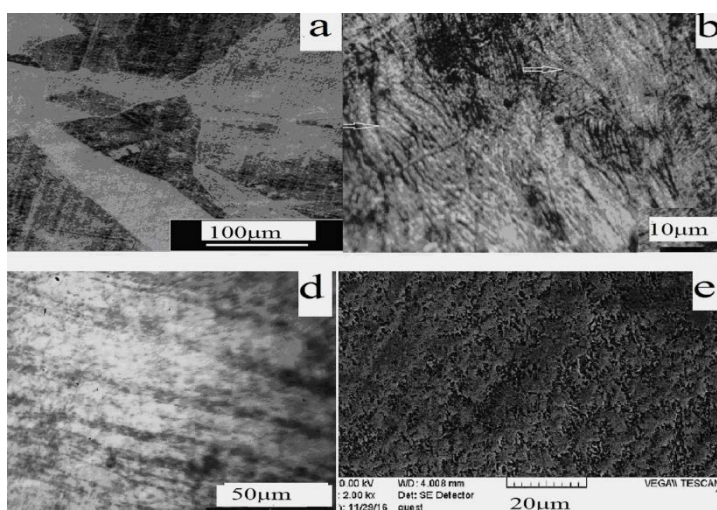


Fig. 1. Macrostructure pure copper M1 (a), after 2 passes (b) and after 4 passes (d) and 8 passes (e) of *ECAP*

The paper shows the formation of a structure at the macro level. The change in twins of $200 \times 100 \mu\text{m}$ (fig. 1.a) deformation is shown to transform into $56 \times 10 \mu\text{m}$ deformed grains (fig. 1.b), which in turn are transformed into a strip structure of width $1 \mu\text{m}$ and grain $3 - 5 \mu\text{m}$ located inside between the strips (fig.1d). After 8 passes a net structure with a cell size of $1 \times 5 \mu\text{m}$ is formed (fig.1.e).

The formation of an unevenly deformed structure during *ECAP* is associated with the process of dynamic recrystallization. When newly formed recrystallized grains with low dislocation density are saturated again with dislocations, since the deformation continue. The repeatedly alternating cycles of dynamic recrystallization and cold hardening of recrystallized grains correspond to the steady state with an invariable middle grain size [8].

1. Valiev R.Z. Nanostructured materials obtained by severe plastic deformation. M.: The Logos. 2000. 272p.
2. Rybin V.V. Large plastic deformation and destruction of metals. Metallurgy. Moscow. 1986. 224p.
3. Glezer A.M. // Physics and technology of high pressures. 2008. Vol. 18, No. 4. P. 21-36.
4. Utyashev F.P. Modern methods of intensive plastic deformation. Ufa. 2008. 314p.
5. Segal V.M. and others. Processes of plastic structure formation of metals. Minsk. Science and technology, 1994. 231p.

6. Korshunov A.I. Physical - mechanical properties of materials after equal-channel angular pressing. Features of manifestation. Monograph. 2013. 256p.
7. Kozlov E.V., Trishkina L.I., Popov N.A., Koneva N.A. // Physical mesomechanics. 2011. Vol.14. No. 3. P.95.
8. Livshits B.G. Physical properties of metals and alloy. Moscow: Metallurgy, 1980. 320p

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ЧАСТИЦ ВТОРЫХ ФАЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Cr–Zr В УСЛОВИЯХ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

**Фаизова С.Н.¹, Аксенов Д.А.², Мулюков Р.Р.³, Фаизов И.А.^{2,3}, Ценева С.Н.¹,
Кабилов Р.Р.³, Хизбуллин Ф.Ф.³**

¹*Уфимский государственный нефтяной технический университет, г.Уфа, Россия*

²*Институт физики молекул и кристаллов УНЦ РАН, г. Уфа, Россия*

³*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

⁴*ООО «БашНИПИнефть», Уфа, Россия*

snfazi@mail.ru

Изобретение промышленно-применимых методов глубокого измельчения кристаллической субструктуры металлов путем их интенсивного пластического деформирования открыло перспективы для дальнейшего улучшения механических и иных функциональных свойств сплавов тех составов, для которых возможности традиционных технологий подготовки и формования исчерпаны. На этом пути уже получены впечатляющие результаты, в частности, для дисперсно-твердеющих сплавов, где структурное упрочнение и упрочнение частицами проявляют синергизм, усиливая друг друга. Дисперсные выделения стабилизируют неравновесные границы ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры, придавая им необходимую жаростойкость, а УМЗ структура увеличивает эффективность частиц как стопоров дислокаций, ограничивая возможность их огибания. Улучшение свойств за счет измельчения структуры методами интенсивной пластической деформации (ИПД) получено и для сплавов других типов. В то же время накоплены многочисленные экспериментальные свидетельства диффузионных фазовых превращений при ИПД, являющихся аномальными с точки зрения квазиравновесной термодинамики, применимой при менее интенсивных методах обработки.

В условиях интенсивной пластической деформации низколегированных сплавов системы Cu–Cr–Zr наряду с измельчением зеренной структуры одновременно происходят два разнонаправленных процесса: деформационно-индуцированное растворение дисперсных частиц вторых фаз, не растворившихся при длительной предварительной высокотемпературной термообработке и/или появившихся в процессе ИПД, и деформационно-стимулированный распад ТР легирующих элементов в медной матрице.

Относительная значимость вклада каждого из этих механизмов изменяется в зависимости от величины накопленной деформации и нагрузки, обеспечивающей процесс ИПД. В результате, в ходе обработки кручением под высоким давлением наблюдаются немонотонные изменения свойств, зависящих от структурно-фазового состояния материала. Результат доминирования того или иного процесса на конкретном этапе ИПД определяет в итоге состояние сплава после деформации, что проявляется также для при последующем отжиге при формировании ансамбля частиц и, как следствие, в свойствах материала, приготовленного такой обработкой.

МЕГАПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ: ДВА ОСНОВНЫХ ПРИНЦИПА И СЕМЬ ОТЛИЧИТЕЛЬНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ

Глезер А.М.^{1,2}, Метлов Л.С.³, Сундеев Р.В.^{2,4}, Томчук А.А.^{2,5}, Мурадинова Л.Ф.¹

¹ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва, Россия;*

² *Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии имени И.П. Бардина, Москва, Россия;*

³ *Донецкий физико-технический институт имени А.А. Галкина, Донецк, Украина;*

⁴ *Московский Технологический Университет «МИРЭА», Москва, Россия;*

⁵ *Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана Москва, Россия.*

a.glezer@mail.ru

В докладе предпринята попытка сформулировать единый физический подход к явлениям, сопровождающим большие пластические деформации [1] в рамках изложенных ниже концептуальных представлений. **Первый принцип** – Очень большую (МЕГА-пластическую) деформацию следует рассматривать как физически обусловленную и важную стадию пластической деформации, которая наступает вслед за МИКРО-скопической и МАКРО-скопической стадиями деформации вне зависимости от характера и величины механических напряжений, приложенных к твердому телу. **Второй принцип** – Мегапластическую деформацию необходимо описывать в рамках неравновесной термодинамики в качестве открытой синергетической системы и существования в ней дополнительных каналов диссипации механической энергии [2]. Мегапластическая деформация характеризуется присущими исключительно ей семью отличительными особенностями [3]:

- Фрагментация. Образование высокоугловых границ зерен.
- Отсутствие деформационного упрочнения.
- Низкотемпературная динамическая рекристаллизация.
- Циклический характер структурно - фазовых превращений.
- Аномально высокая диффузионная подвижность атомов.
- Фазовые превращения, ведущие как к повышению, так и к понижению свободной энергии системы.
- Аморфизация.

За последние годы было обнаружено ряд новых «странных» явлений, присущих мегапластическим деформациям: 1) обратимость характера структурных и фазовых превращений при изменении температуры деформации [4], 2) восстановление дальнего атомного порядка по мере роста деформации [5], 3) заметный рост намагниченности насыщения при деформациях ферромагнитных материалов [6]. В докладе дано объяснение этих явлений в рамках изложенных представлений.

1. Бриджмен П.У. Исследования больших пластических деформаций и разрыва.- М.: ЛИБРОКОМ, 2010г., 444 с.
2. Метлов Л.С. Неравновесная эволюционная термодинамика и ее приложения.- Донецк: Ноуледж, 2014г., 176 с.
3. Козлов Э.В., Глезер А.М., Конева Н.А. и др. Основы пластической деформации наноструктурных материалов.- М.; ФИЗМАТЛИТ, 2016. 360 с.
4. Sundeev R.V., Glezer A.M. et al // Mater. & Design 135 (2017) 77-83.
5. Glezer A.M., Timshin I.A. et al // J. Alloys & Comp. 744 (2018) 791-796.
6. Glezer A.M., Tomchuk A.A. et al // Bull. Russ. Acad. Sci. Physics. 80 (2016) 1021-1026

НЕОБЫЧНЫЕ ЯВЛЕНИЯ, СОПРОВОЖДАЮЩИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ УПОРЯДОЧЕННОГО ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА Fe–24 ат.% Al

Глезер А.М.^{1,2}, Тимшин И.А.¹, Щетинин И.В.¹, Савченко Е.С.¹, Дьяконов Д.Л.²,
Томчук А.А.^{2,3}, Либман М.А.²

¹Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, Россия;

²Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
имени И.П. Бардина, Москва, Россия;

³Московский государственный технический университет имени Н.Э. Баумана
Москва, Россия.
a.glezer@mail.ru

Доклад посвящен изучению вопроса о том, существуют ли принципиальные отличия в характере изменения степени дальнего порядка в сверхструктурах под воздействием обычных и мегапластических деформаций в области относительно низких температур. В работе изучалось поведение параметров дальнего порядка по типу DO_3 в сплаве Fe–24 ат. % Al, состав которого был близок к стехиометрическому составу A_3B , после деформационных обработок кручением под высоким квазигидростатическим давлением (КВД) при комнатной температуре в камере Бриджмена. В упорядоченном сплаве Fe–24 ат.% Al нами обнаружено неизвестное ранее «странное» явление частичного восстановления первоначально полностью разрушенного КВД пластической деформацией дальнего порядка по типу DO_3 . Показано, что установленный эффект обусловлен протеканием в процессе КВД низкотемпературной динамической рекристаллизации, при которой в рекристаллизованных зернах в результате кратковременного нагрева формируется высокотемпературное двухфазное состояние A_2+B_2 . При больших величинах мегапластической деформации в соответствии с законами неравновесной термодинамики в сплаве формируется стационарное состояние, включающее в себя «двухфазную смесь» деформационных фрагментов и рекристаллизованных зерен с усредненной по всему кристаллу степенью дальнего порядка 0.24-0.26 по типу B_2 [1].

1. Glezer A.M., Timshin I.A. et al // J. Alloys & Comp. 744 (2018) 791-796.

ВЛИЯНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА FINEMET ($Fe_{78.5}Si_{13.5}B_9Nb_3Cu_1$)

Глезер А.М.^{1,2}, Посохова И.С.¹, Шурыгина Н.А.²

¹ Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС», Москва, Россия;

² Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
имени И.П. Бардина, Москва, Россия

Исследована кинетика первичной кристаллизации и влияние структурных параметров выделяющейся нанокристаллической α -фазы Fe–Si на изменение микротвердости, коэрцитивной силы и намагниченности насыщения в аморфном сплаве 5БДСР типа Finemet ($Fe_{78.5}Si_{13.5}B_9Nb_3Cu_1$), полученного закалкой из расплава. Построена температурно-временная диаграмма, описывающая структурное состояние сплава после различных режимов термической обработки в интервале 450–610⁰С. Установлено, что

вклад в упрочнение аморфно-нанокристаллического сплава [1] вносит как увеличение объемной плотности, так и увеличение среднего размера наночастиц кристаллической фазы. Оптимальные параметры механических свойств ($HV=13.5$ ГПа) и магнитных свойств ($H_c = 2.5$ А м⁻¹; $B_s = 1.24$ Тл) удастся достигнуть после отжига аморфного сплава 5БДСР по режиму $560^{\circ}\text{C} - 1.5$ ч.

1. Глезер А.М., Шурыгина Н.А. Аморфно – нанокристаллические сплавы. – М.: ФИЗМАТ-ЛИТ, 2013. 450 С.

ВЛИЯНИЕ ФАСЕТИРОВАНИЯ НА ДВИЖЕНИЕ ГРАНИЦЫ НАКЛОНА $[1\bar{1}20]$ В Zn

Сурсаева В.Г.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка., Россия,
sursaeva@issp.ac.ru

Существует большое многообразие метастабильных состояний, которые фактически наблюдаются на опыте и которые, не будучи устойчивыми, могут существовать довольно продолжительное, а иногда практически бесконечно продолжительное время. Простейшим примером подобных метастабильных «относительно устойчивых» состояний является аморфное состояние твёрдого тела. В явлении фасетирования образование стабильных фасеток определяется зависимостью поверхностной энергией от ориентации [1], в то время как образование метастабильных фасеток определяется анизотропией скорости роста кристаллов. Если стабильные фасетки хорошо исследованы, особенно на внешних поверхностях, то метастабильные фасетки наблюдались редко [2]. Однако ясно, что кинетические факторы способствуют зернограничному фасетированию так же, как и чисто энергетические факторы. Цель работы – продемонстрировать влияние метастабильных фасеток на движение индивидуальной границы наклона $[1\bar{1}20]$ с углом разориентации 35° .

Эксперимент. В представленной работе были приготовлены два бикристалла с границей наклона $[1\bar{1}20]$ и углом разориентации 35° в форме полупетли по разработанной нами методике [3]. В первом бикристалле базисная плоскость во внутреннем зерне параллельна плоским участкам границы, во внешнем зерне базисная плоскость подходит к плоским участкам границы под углом 35° . Такая кристаллогеометрия даёт возможность изучать движение полупетли с одной термодинамически стабильной фасеткой. Во втором бикристалле базисная плоскость во внутреннем зерне расположена под углом в 35° к прямолинейной границе, во внешнем зерне базисная плоскость параллельна прямолинейным границам. Такая кристаллогеометрия способствует появлению метастабильных фасеток при движении границы при температурах, когда уже невозможно появление термодинамически стабильных фасеток, т.е. выше температуры фазового перехода фасетирования- дефасетирования. Ширина зерна в обоих бикристаллах была 600мкм. Отжиги проводились в специально сконструированной и изготовленной ячейке к оптическому микроскопу. в температурном интервале $300 \div 410$ С Наблюдение за смещением и формой велось *in-situ* в поляризованном свете. Стабильность поддержания температуры в ходе эксперимента была ± 0.5 К, температура снижалась последовательно для изотермических отжигов на 5 или 10 К. Каждый изотермический отжиг продолжался в течении $60 \div 300$ сек; температура в высокотемпературной приставке к микроскопу стабилизировалась в течение нескольких секунд. Отжиги проводились в защитной атмосфере чистого азота, что предохраняло образцы от окисления.

Результаты и обсуждение. Форма искривлённой части границы зерна состоит из плоских (фасеток), искривлённых сегментов, соединённых между собой рёбрами. Зернограничная фасетка – это плоский участок границы с фиксированной ориентацией и конечной площадью. Сопряжения между фасетками представляют собой рёбра первого или второго порядка в зависимости от производной изменения формы. Типичный пример фасетированной границы с рёбрами представлен на рис.1 и рис.2. Экспериментально определённые области существования фасеток в зависимости от температуры и угла, который составляет плоскость фасетки с базисной плоскостью внутреннего зерна, представлены на рис.3. Разные фасетки появляются, живут и исчезают при различных температурах. Экспериментально определенные температурные зависимости длины фасеток представлены на Рис.4. Температурный интервал существования фасеток зависит от решётки совпадающих узлов, которая меняется из-за различных коэффициентов теплового расширения вдоль кристаллографических направлений, связанных со сторонами кристаллической решётки. И, как следствие, будут меняться направления залегания фасеток. Поскольку нами было показано, что энтальпия активации движения фасеток близка к нулю [3], то температурные изменения скорости движения зернограничной системы мы связываем с температурными изменениями свойств зернограничных рёбер.

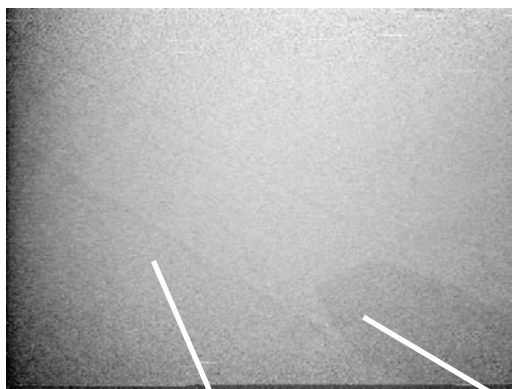


Рис.1. Фото первого бикристалла. Базисные плоскости указаны на фото



Рис.2. Фото второго бикристалла. Базисные плоскости указаны на фото

На рис.1 типичное несимметричное ребро при $T = 375\text{C}$. Верхний сегмент ребра (фасетка) представляет собой довольно протяжённый плоский участок и, составляет угол 60° с базисной плоскостью во внутреннем зерне. Нижний сегмент ребра искривлённый и меньше по величине, чем верхний.

На рис.2 типичное несимметричное ребро при $T = 360\text{C}$. Нижний сегмент ребра (фасетка) представляет собой довольно протяжённый плоский участок и, составляет угол 74° с базисной плоскостью во внутреннем зерне. Нижний сегмент ребра искривлённый и меньше по величине, чем верхний.

На рис.3 приведены температуры существования плоских участков границы (фасеток) в зависимости от положения относительно базисной плоскости внутреннего зерна. Разные фасетки появляются и существуют при различных температурах. На рис.4 приведены температурные зависимости абсолютной длины фасеток, приведенных на рис.3. На рис.5. приведены зависимости от времени смещения полупетли и длины фасетки для T 380C, 385C, 404C, 410C. Видно, что скорости перемещения полупетли и сокращения длины фасетки совпадают. Метастабильные фасетки меняют свою длину в ходе изотермического отжига. Если в первом бикристалле существует единственная фасетка, длина которой уменьшается до нуля при 400C (температура фазового перехода фасетирования-дефасетирования), то во втором бикристалле первая фасетка появляется при 380C и существует в интервале 380–390C, вторая существует в интервале 395–400C, третья в интервале 404–410C, четвёртая появляется и исчезает при 410C. область

появления и существования двух фасеток вблизи, а двух других выше температуры фазового перехода.

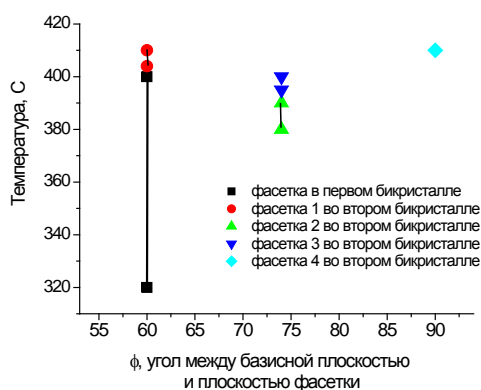


Рис.3. Экспериментально определённые температурные области существования фасеток в зависимости от угла относительно базисной плоскости внутреннего зерна

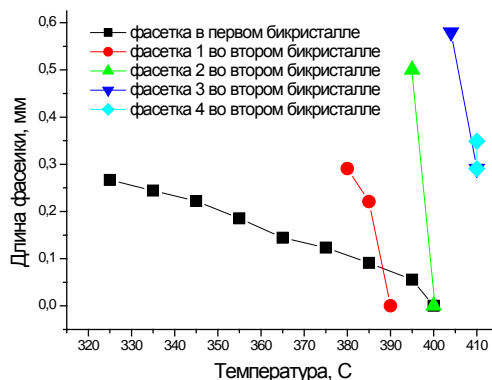


Рис.4. Экспериментально определённые температурные зависимости длины фасеток

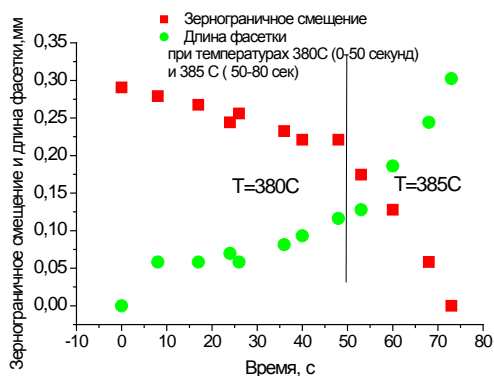


Рис.5. Зернограничное смещение и длина фасетки

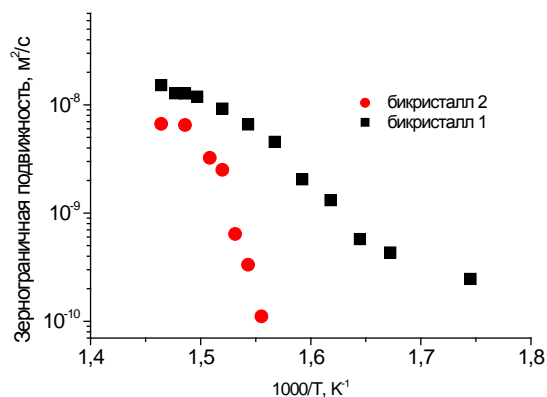


Рис.6. Температурная зависимость подвижности границ

На рис. 6 представлена температурная зависимость подвижности границ. Можно сделать вывод, что из-за разности процесса фасетирования температурные зависимости подвижности резко отличается. Отсутствие фасетирования и метастабильное фасетирование бикристалла, представленного на рис.2, приводит к значительному снижению подвижности границы.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-03-00248)

1. С.Herring, in “The Physics of Powder Metallurgy” edited by W.E.Kingston (McGraw Hill, New York 1951, p 143).
2. В. Г. Сурсаева Влияние ребра первого порядка на движение границы наклона [1120] в цинке Деформация и разрушение материалов, 2012, N3, стр.2-6
3. Vera G. Sursaeva, Boris B. Straumal, Alena S. Gornakova, Lasar S. Shvindlerman, Gunter Gottstein Effect of faceting on grain boundary motion in Zn. Acta Materialia 56 (2008) 2728–2734

ПРИНЦИПЫ ПОСТРОЕНИЯ И ОСНОВНЫЕ ТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИНЕЙНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Пульнев С.А.¹, Прядко А.И.^{1,2}, Чикиряка А. В.¹, Николаев В.И.¹

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

²ЦНИИ Робототехники и Технической Кибернетики, г. Санкт-Петербург
chikiryaka@mail.ru

Для создания линейного двигателя, который преобразует подводимую энергию в механическую работу за счет эффекта памяти формы путем многократных циклических срабатываний необходимо наличие в составе двигателя двух силовых элементов, которые реализуют принцип работы мышц–антагонистов “сгибатель–разгибатель”. Один силовой элемент должен быть механически связан со вторым силовым элементом так, чтобы при срабатывании любого из них, деформировался другой с приведением его тем самым в состояние готовности к следующему срабатыванию. Таким образом, организуется циклическая работа двигателя [1,2].

Необходимым условием, определяющим принципиальную возможность создания двигателя, работающего в циклическом режиме, является отсутствие в материале силовых элементов необратимых остаточных пластических деформаций при их термоциклировании под нагрузкой. В противном случае в каждом полуцикле работы будет происходить накопление пластических деформаций, что приведет к необратимому удлинению силовых элементов и невозврату штока в исходное положение с последовательным сокращением амплитуды его движения в процессе работы двигателя вплоть до его полной остановки.

Структурная схема линейного двигателя, в котором реализован описанный выше принцип, представлена на рис. 1. Двигатель включает в себя два силовых элемента СЭ1 и СЭ2, которые одними концами закреплены на корпусе двигателя, а другими на штоке – подвижном элементе двигателя. В данном линейном двигателе силовые элементы подвергаются деформации растяжения, то есть увеличивают свою длину под воздействием силы и способны сокращать ее при нагреве.

На рис. 1а показано начальное положение штока двигателя, в котором первый силовой элемент СЭ1 находится в недеформированном состоянии с длиной L_0 , а второй СЭ2 наоборот, растянут до длины L_1 . На рис. 1б показано конечное положение штока, в котором вследствие нагрева второго элемента СЭ2 он вернул предварительно заданную деформацию, сократив свою длину до начальной L_0 , переместил шток как показано на рисунке слева на право (условно принятое за направление движения «вперед») на величину перемещения $+X_{\max}$ и растянул первый силовой элемент СЭ1 до длины L_1 . Для реализации полного цикла работы двигателя необходимо обеспечить возврат штока в исходное положение, переместив его справа на лево, то есть в направлении «назад» на величину $-X_{\max}$. Это достигается путем нагрева первого СЭ1 при одновременном охлаждении второго СЭ2. Такая организация тепловых режимов нагрев – охлаждение силовых элементов обеспечивает многократную циклическую работу двигателя.

При необходимости шток может быть остановлен на любой фазе цикла в любой точке X между крайними положениями, как показано на рис. 1в. Из этого промежуточного положения можно возобновить движение штока в любом направлении путем нагрева-охлаждения соответствующих элементов. Организация описанной выше работы двигателя возможна с помощью соответствующей системы управления тепловыми режимами силовых элементов с обратной связью по температурам силовых элементов соответственно $T_1(\tau)$ и $T_2(\tau)$ и по положению штока $X(\tau)$ как функциями от времени τ [3].

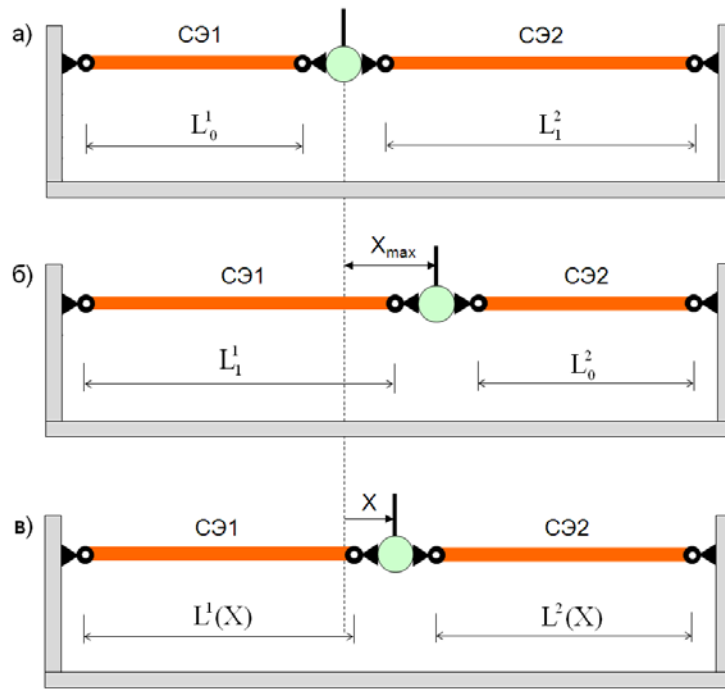


Рис. 1. Структурная схема линейного двигателя.

a – начальное положение штока двигателя, *б* – конечное положение штока, *в* – промежуточное положение штока.

Условием движения штока в требуемом направлении против нагрузки и совершения полезной работы является следующий баланс сил:

$$F_{акт} - F_{деф} = F_{дв} > F_n \quad (1)$$

где $F_{акт}$ – сила, развиваемая силовым элементом, который необходимо нагреть для движения в выбранном направлении, $F_{деф}$ – сила, требуемая для деформации противоположного силового элемента, $F_{дв}$ – сила, развиваемая двигателем в заданном направлении.

В свою очередь, условием остановки и позиционирования штока в любой точке X внутри диапазона $[0, X_{max}]$ является равенство развиваемой двигателем силы с нагрузкой на шток:

$$F_{акт} - F_{деф} = F_{дв} = F_n \quad (2)$$

Основными техническими характеристиками линейных двигателей являются:

- максимальная величина X_{max} хода штока;
- максимальная развиваемая сила $F_{дв, max}$, прикладываемая от штока к внешнему телу, противодействие которому движению штока воспринимается как сила нагрузки на шток F_n ;
- совершаемая двигателем полезная работа A .

В соответствии с предложенной структурой двигателя на основе силовых элементов, обладающих эффектом памяти формы и работающих в режиме растяжения можно получить вышеназванные параметры в следующем виде. Размах перемещения штока между крайними положениями равен:

$$X_{max} = L1 - L0 = L0 \cdot (1 + \epsilon_\phi) - L0 = \epsilon_\phi \cdot L0, \quad (3)$$

где: ϵ_ϕ – обратимая фазовая деформация материала силового элемента.

Максимальная развиваемая двигателем сила $F_{дв, max}$ определяется как разность между максимальной силой, развиваемой нагреваемым силовым элементом и минимальной силой необходимой для деформирования охлаждаемого силового элемента на полную фазовую деформацию:

$$F_{дв max} = F_{акт max} - F_{деф min} = (\sigma_{ген max} - \sigma_{деф}) \cdot S \quad (4)$$

где: $\sigma_{ген max}$ – максимальное генерируемое напряжение при восстановлении формы силового элемента при нагреве; $\sigma_{деф}$ – напряжение, необходимое для достижения максимальной деформации силового элемента при охлаждении; S – площадь поперечного сечения силового элемента.

Работа, совершаемая двигателем при перемещении штока из точки $X1$ в точку $X2$ внутри диапазона хода штока равна:

$$A = \int_{X1}^{X2} F_{дв} dX \quad (5)$$

Очевидно, что максимальная работа, совершаемая двигателем при максимальном ходе штока с максимальной силой равна:

$$A_{max} = \int_0^{X_{max}} F_{дв max} dX = (\sigma_{ген max} - \sigma_{деф}) \cdot S \cdot \varepsilon_{ф} \cdot L0 = (\sigma_{ген max} - \sigma_{деф}) \cdot \varepsilon_{ф} \cdot V, \quad (6)$$

где $V = S \cdot L0$ – объем силового элемента.

Важным параметром, характеризующим работоспособность материалов с эффектом памяти формы, является совершаемая им максимальная работа на единицу объема силового элемента. Если в качестве материала силового элемента применяются монокристаллы сплава Cu–Al–Ni [4], то максимальная удельная работа A_V , совершаемая двигателем для $\sigma_{ген max} = 200$ МПа при нагреве до температуры 210°C и $\sigma_{деф} = 60$ МПа равна:

$$A_V = \frac{A_{max}}{V} = (\sigma_{ген max} - \sigma_{деф}) \cdot \varepsilon_{ф} = (200 - 60) \cdot 0.08 = 11.2 \cdot 10^6 \frac{Дж}{м^3}, \quad (7)$$

Достигаемая на монокристаллах Cu–Al–Ni величина удельной работы позволяет создавать компактные силовые линейные двигатели, превосходящие по своим удельным характеристикам традиционные двигатели [5,6].

Таким образом, сформулированы принципы построения и условия работы линейного двигателя с силовыми элементами из функциональных материалов с эффектом памяти формы. Установлены основные соотношения между свойствами функционального материала и основными характеристиками линейного двигателя, таким как максимальный ход штока, максимальная развиваемая сила и совершаемая двигателем полезная работа.

Список литературы

1. J. Jani, M. Leary, A. Subic. Designing shape memory alloy linear actuators: A review // Journal of Intelligent Material Systems and Structures Vol. 28(13), 2017, pp. 1699–1718.
2. A. Priadko, S. Pulnev, I. Viahhi, V. Vetrov, V. Yudin. Actuators and Drives Based on Cu-Al-Ni Shape Memory Single Crystals // ACTUATOR 98, Bremen, Germany, 1998. pp. 478-487.
3. Y. Furuya, H. Shimada. Shape memory actuators for robotic application // Engineering aspects of shape memory alloys, 1990, pp. 338-355.
4. С.А. Пульнев, А.И. Прядко, С.Г. Ястребов, В.И. Николаев. Эффект памяти формы в монокристаллах Cu – Al – Ni, линейные и вращательные двигатели на их основе // ЖТФ, Т. 88, №6, 2018, с. 843-849.
5. A. Priadko, S. Pulnev, I. Viahhi. Actuators based on Cu-Al-Ni single crystals // SMST-2000. Pacific Grove, California, USA, 2000, pp. 225-233.
6. S. Besseghini, S. Pittaccio, E. Villa, S. Viscuso. The high potential of shape memory alloys in developing miniature mechanical devices: A review on shape memory alloy mini-actuators // Sensors and Actuators, A 158, 2010, pp. 149-160.

ВРАЩАТЕЛЬНЫЕ ПРИВОДЫ НА ОСНОВЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Cu–Al–Ni С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Пульнев С.А.¹, Прядко А.И.^{1,2}, Чикиряка А. В.¹, Николаев В.И.¹

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

²ЦНИИ Робототехники и Технической Кибернетики, г. Санкт-Петербург
chikiryaka@mail.ru

В работе рассмотрен принцип функционирования циклического двигателя, который преобразует подводимую энергию в механическую работу за счет эффекта памяти формы. В состав такого двигателя входят два силовых элемента в виде стержней из монокристаллов с эффектом памяти формы, обеспечивающих генерацию силы, работающие друг против друга в противофазе термоцикла, т.е. если один силовой элемент нагревается, другой в это время охлаждается. Между собой силовые элементы механически связаны так, чтобы при восстановлении деформации памяти формы в одном из них, деформировался другой и совершалась полезная работа. Передача деформации памяти формы от одного к другому обеспечивает циклическую работу двигателя. Основным требованием в такой схеме является отсутствие в кристаллах необратимых остаточных (пластических) деформаций при их работе в термоцикле под нагрузкой. В противном случае в каждом цикле работы двигателя будет происходить накопление пластических деформаций, что приведет к последовательному сокращению угла поворота вала, вплоть до полной потери работоспособности двигателя [1-5].

Структурная схема вращательного двигателя с силовыми элементами, работающими на растяжение, представлена на рис.1. Двигатель включает в себя два силовых элемента СЭ1 и СЭ2, которые одними концами закреплены на корпусе двигателя, а другими через гибкие тяги на выходном валу двигателя, который установлен на корпусе в подшипниковых опорах. На рис. 1а показано начальное положение вала двигателя, в котором первый силовой элемент СЭ1 находится в недеформированном состоянии, имеет длину L_0 , а второй СЭ2 растянут до длины L_1 . На рис. 1б – конечное положение вала, в котором вследствие нагрева второго элемента СЭ2 он вернул предварительно заданную деформацию, сократив свою длину до начальной L_0 , повернув вал против часовой стрелки на угол поворота $+\Theta_{\max}$ и растянул первый силовой элемент СЭ1 до длины L_1 . Для реализации полного цикла работы двигателя необходимо обеспечить возврат вала в исходное положение, повернув его по часовой стрелке, то есть на величину $-\Theta_{\max}$. Это достигается путем нагрева первого СЭ1 при одновременном охлаждении второго СЭ2. Повторение данного алгоритма обеспечит циклическую работу вращательного двигателя. При необходимости вал может быть остановлен на любой фазе цикла в любой точке Θ между крайними положениями. Из этого промежуточного положения можно возобновить поворот вала в любом направлении путем нагрева – охлаждения соответствующих элементов [6].

Условием поворота вала в требуемом направлении против момента нагрузки и совершения полезной работы является следующий баланс моментов:

$$M_{\text{акт}} - M_{\text{деф}} = M_{\text{дв}} > M_{\text{н}} \quad (1)$$

где: $M_{\text{акт}} = F_{\text{акт}} \cdot R$ – момент, развиваемый силовым элементом, который необходимо нагреть для поворота в выбранном направлении, $M_{\text{деф}} = F_{\text{деф}} \cdot R$ – момент, требуемый для деформации противоположного силового элемента, R – плечо приложения силы,

$M_{\text{дв}}$ – момент, развиваемый двигателем в заданном направлении, $M_{\text{н}}$ – внешний момент, преодолеваемый двигателем.

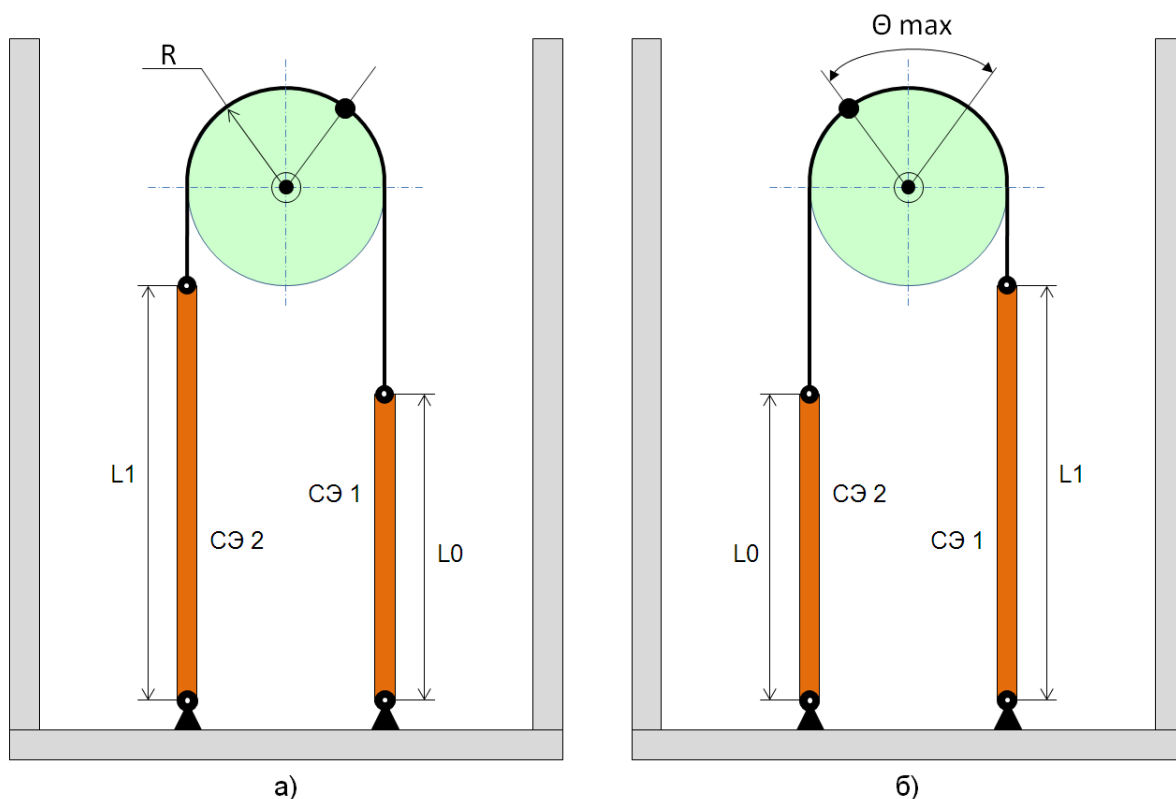


Рис. 1. Структурная схема вращательного двигателя.
а – начальное положение вала двигателя, *б* – конечное положение вала

В свою очередь, условием остановки и позиционирования вала в любом угловом положении Θ внутри диапазона $[0, \Theta_{\max}]$ является равенство развиваемого двигателем момента с нагрузкой на вал:

$$M_{\text{акт}} - M_{\text{деф}} = M_{\text{дв}} = M_{\text{н}} \quad (2)$$

Размах поворота вала между крайними положениями равен:

$$\Theta_{\max} = \frac{L1-L0}{R} = \frac{L0 \cdot (1 + \varepsilon_{\text{эф}}) - L}{R} = \frac{L0 \cdot \varepsilon_{\text{эф}}}{R}, \quad (3)$$

где: $\varepsilon_{\text{ф}}$ – обратимая фазовая деформация материала силового элемента.

Максимальный развиваемый двигателем момент $M_{\text{дв max}}$ определяется как разность между максимальным моментом, создаваемым нагреваемым силовым элементом и минимальным моментом необходимым для деформирования охлаждаемого силового элемента:

$$M_{\text{дв max}} = F_{\text{акт max}} \cdot R - F_{\text{деф min}} \cdot R = (\sigma_{\text{ген max}} - \sigma_{\text{деф}}) \cdot S \cdot R \quad (4)$$

где: $\sigma_{\text{ген max}}$ – максимальное генерируемое напряжение при восстановлении формы силового элемента при нагреве; $\sigma_{\text{деф}}$ – напряжение, необходимое для достижения максимальной деформации силового элемента при охлаждении; S – площадь поперечного сечения силового элемента.

Работа, совершаемая вращательным двигателем при повороте вала между углами $\Theta 1$ и $\Theta 2$ равна:

$$A = \int_{\Theta 1}^{\Theta 2} M_{\text{дв}} d\theta \quad (5)$$

Максимальная работа пропорциональна произведению обратимой деформации памяти формы $\varepsilon_{\text{эф}}$ на разность между максимальным генерируемым напряжением и напряжением, необходимым для максимальной деформации силового элемента. Соот-

ветственно максимальная работа, совершается двигателем при максимальном угле поворота вала:

$$A_{max} = \int_0^{\theta_{max}} M_{дв max} d\theta = (\sigma_{ген max} - \sigma_{деф}) \cdot S \cdot R \cdot \frac{L_0 \cdot \varepsilon_{эф}}{R} =$$

$$= (\sigma_{ген max} - \sigma_{деф}) \cdot \varepsilon_{эф} \cdot V_{СЭ} \quad (6)$$

Показательным в данном случае является оценка максимальной удельной работы двигателя на единицу объема силового элемента. Если в качестве материала силового элемента применяются монокристаллы сплава Cu–Al–Ni [7], то максимальная удельная работа A_V , совершаемая двигателем для $\sigma_{ген max} = 200$ МПа при нагреве до температуры 210°C и $\sigma_{деф} = 60$ МПа будет равна:

$$A_{VСЭmax} = \frac{A_{max}}{V_{СЭ}} = \sigma_{э} \cdot \varepsilon_{эф} = (200 - 60) \cdot 0.08 = 11.2 \cdot 10^6 \frac{Дж}{м^3} \quad (7)$$

Достигаемая на монокристаллах Cu–Al–Ni величина удельной работы позволяет создавать компактные силовые линейные двигатели, превосходящие по своим удельным характеристикам традиционные двигатели.

Таким образом, сформулированы принципы построения и условия работы вращательного двигателя с силовыми элементами из функциональных материалов с эффектом памяти формы. Установлены основные соотношения между свойствами функционального материала и основными характеристиками двигателя, таким как максимальный угол поворота вала, максимальный развиваемый момент и совершаемая двигателем полезная работа.

Список литературы

1. D. Hwang, T. Higuchi. A Rotary Actuator Using Shape Memory Alloy (SMA) Wires // IEEE/ASME Transactions on mechatronics, Vol. 19, No. 5, 2014, pp. 1625-1635.
2. H. Yuan, J. Fauroux, F. Chapelle, X. Balandraud. A review of rotary actuators based on shape memory alloys // Journal of Intelligent Material Systems and Structures, Vol. 28(14), 2017, pp. 1863–1885.
3. Doroudchi, M. Zakerzadeh, M. Baghani. Developing a fast response SMA-actuated rotary actuator: modeling and experimental validation // Meccanica, 53, 2018, pp. 305–317.
4. L. Manfredi, Y. Huan, A. Cuschieri. Low power consumption mini rotary actuator with SMA wires // Smart Mater. Struct. 26, 2017, pp. 1-13.
5. G. Mammano, E. Dragoni. Optimization and testing of a continuous rotary motor based on shape memory wires and overrunning clutches // Proc. of SPIE Vol. 9431, 2015, pp. 1-9.
6. Y. Furuya, H. Shimada . Shape memory actuators for robotic application // Engineering aspects of shape memory alloys, 1990, pp. 338-355.
7. С.А. Пульнев, А.И. Прядко, С.Г. Ястребов, В.И. Николаев. Эффект памяти формы в монокристаллах Cu – Al – Ni, линейные и вращательные двигатели на их основе // ЖТФ, Т. 88, №6, 2018, с. 843-849.

ПЛАСТИЧНОСТЬ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В ПРОФИЛИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ Cu–Al–Ni ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ПОД НАГРУЗКОЙ

Пульнев С.А.¹, Чикиряка А. В.¹, Николаев В.И.¹

¹Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе,
Санкт-Петербург, Россия
pulnev@mail.ioffe.ru

Монокристаллы сплавов на основе Cu–Al–Ni обладают ярко выраженными эффектами памяти формы и сверхупругости, демонстрируя большие обратимые деформации в широком диапазоне температур [1-4]. Так, например, максимальная обратимая деформация при эффекте сверхупругости реализуется для кристаллографической ориентации $\langle 001 \rangle$ и достигает 10% для превращения $\beta_1 \rightarrow \beta'_1$ и 16% в случае двух последовательных мартенситных превращений $\beta_1 \rightarrow \beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$ [2,5].

Проведены экспериментальные исследования функциональных свойств монокристаллов Cu–Al–Ni, обладающих эффектом памяти формы, при термоциклировании под нагрузкой в режиме растяжения. Исследования проводились на монокристаллических прутках диаметром 3 мм сплава Cu–13.5%Al–5.0%Ni с осью образцов вдоль кристаллографического направления $\langle 100 \rangle$ и следующими температурами мартенситных превращений $M_n = 52^\circ\text{C}$, $M_k = 39^\circ\text{C}$, $A_n = 49^\circ\text{C}$, $A_k = 60^\circ\text{C}$.

Испытуемый образец предварительно нагревался до температуры выше $M_n(\sigma)$, затем к нему прикладывалось заданное напряжение σ и проводилось охлаждение под нагрузкой. После достижения температуры $M_k(\sigma)$ при завершении процесса интенсивного накопления деформации, образец нагревался с целью реализации стадии возврата накопленной деформации. Далее нагрузка увеличивалась и термоцикл повторялся (рис. 1, 2).

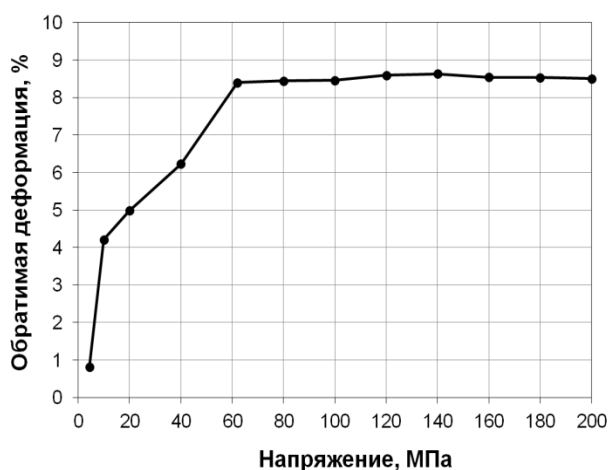


Рис. 1. Зависимость обратимой деформации ϵ_f от действующего напряжения σ , при термоциклировании монокристаллического сплава Cu–13.5%Al–5.0%Ni в режиме растяжения

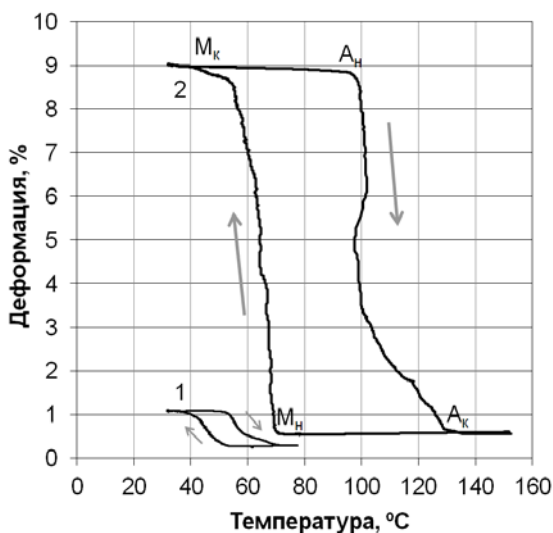


Рис. 2. Зависимость деформации от температуры при термоциклировании монокристаллического сплава Cu–13.5%Al–5.0%Ni в режиме растяжения под нагрузкой при напряжениях 4 и 62 МПа (кривая 1 и 2 соответственно)

Из рисунка видно, что максимальная обратимая деформация ϵ_f превышает 8%, а величина напряжения $\sigma_{\text{деф}}$, необходимая для достижения этой деформации составляет 62 МПа.

На рис. 2 приведены термодиформационные петли для исследуемого монокристаллического сплава под нагрузками 4 и 62 МПа. В данном эксперименте испытуемый образец предварительно нагревался выше температуры A_k на 20–30 градусов, затем к нему прикладывалось заданное напряжение и производилось охлаждение с последующим нагревом под нагрузкой. Таким образом, фиксировалась термодиформационная петля, соответствующая данному напряжению, после чего приложенное напряжение увеличивалось и термоцикл повторялся. Так, в случае термоцикла с действующим напряжением 62 МПа (рис. 2, кривая 2) испытуемый образец предварительно нагревался до температуры 150°C, затем к нему прикладывалось напряжение и производилось охлаждение под нагрузкой. В полуцикле охлаждения при достижении температуры начала прямого мартенситного превращения M_n ($\sigma = 62$ МПа) равной 70°C начинается интенсивное деформирование образца, которое, достигая величины 8.4%, заканчивается при температуре 50°C – M_k ($\sigma = 62$ МПа), далее в полуцикле нагрева при достижении температуры начала обратного превращения A_n ($\sigma = 62$ МПа) равной 100°C начинается интенсивное восстановление формы, которое заканчивается при температуре 130°C A_k ($\sigma = 62$ МПа). Необходимо отметить, что вся накопленная в полуцикле охлаждения деформация, полностью восстанавливается в последующем полуцикле нагрева. Это свойство сохраняется вплоть до напряжений 200–220 МПа при температурах обратного превращения 250–270°C.

На рис. 3 приведены зависимости характеристических температур превращений от величины действующего в термоцикле напряжения. Увеличение действующего напряжения приводит к линейному возрастанию всех характеристических температур превращений. На основе этих данных можно установить взаимосвязь между напряжением σ_r в термоцикле и необходимой температурой T_r , до которой необходимо нагреть силовой элемент, чтобы он полностью возвратил максимальную накопленную деформацию.

$$\sigma_r = \sigma_{\text{деф}} + \lambda \{T_r - A_k(\sigma_{\text{деф}})\} \quad (1)$$

откуда

$$T_r = \frac{\sigma_r - \sigma_{\text{деф}}}{\lambda} + A_k(\sigma_{\text{деф}}) \quad (2)$$

Температурный коэффициент λ определяется следующим образом:

$$\lambda = \frac{\sigma_{r\text{max}} - \sigma_{\text{деф}}}{T_{r\text{max}} - A_k(\sigma_{\text{деф}})} = 1,8 \frac{\text{МПа}}{^\circ\text{C}} \quad (3)$$

где $\sigma_{r\text{max}} = 200$ МПа – максимальное действующее напряжение в термоцикле соответственно при максимальной температуре конца полного восстановления деформации $A_k = 210^\circ\text{C}$.

Очевидно, что максимальная температура нагрева не должна превышать температуру начала процесса деградации свойств материала силовых элементов, причем из эксплуатационных соображений она может быть ограничена дополнительно, а температура, до которой осуществляется охлаждение элементов, соответствует температуре конца прямого мартенситного превращения и также зависит от условий эксплуатации двигателя.

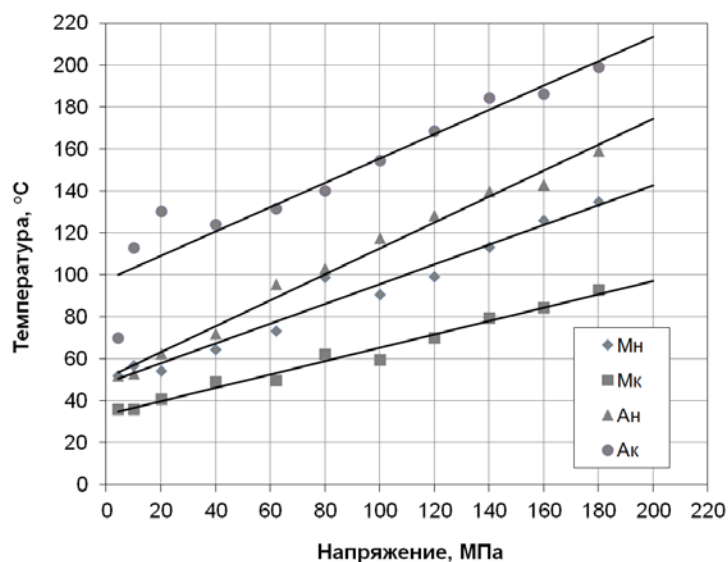


Рис. 3. Зависимость характеристических температур превращений от величины действующего напряжения при термоциклировании монокристаллического сплава Cu–13.5%Al–5.0%Ni в режиме растяжения

Таким образом, на основе экспериментальных исследований монокристаллов Cu–Al–Ni определены следующие параметры, необходимые для расчетов максимальных характеристик двигателей:

- обратимая деформация эффекта памяти формы $\epsilon_{\phi} = 8\%$;
- напряжение, необходимое для деформирования охлаждаемого силового элемента $\sigma_{\text{деф}} = 60$ МПа;
- максимальная температура нагрева силового элемента $T = 210^{\circ}\text{C}$;
- максимальные генерируемые напряжения при восстановлении формы силового элемента при нагреве до максимальной температуры $\sigma_{\tau} = 200$ МПа.
- температурный коэффициент напряжений $\lambda = 1.8$ МПа/ $^{\circ}\text{C}$.

Проведены экспериментальные исследования функциональных свойств монокристаллов Cu – Al – Ni с эффектом памяти формы в условиях, имитирующих работу силовых элементов в линейном циклическом двигателе. Определены основные функциональные характеристики материала, необходимые для расчетов параметров линейных двигателей, в которых силовые элементы работают в режиме растяжения.

Список литературы

1. К. Ооцука, К. Симидзу, Ю. Судзуки и др. Сплавы с эффектом памяти формы. М.: Металлургия, 1990. – 223 с.
2. Н. Horikawa, S. Ichinose, K. Moorii, S. Miyazaki, K. Otsuka. Orientation dependence of $\beta \rightarrow \beta'$ stress-induced martensitic transformation in a Cu-Al-Ni alloy // Metallurgical Transactions A. Vol. 19A, April 1988, pp. 915-923.
3. M.A. Qidwai, A. Bhattacharyya, I. Vahhi, S. Pulnev. Initial investigation in actuator design using high-temperature shape memory alloy // Smart Structures and Materials 2003: Active Materials: Behavior and Mechanics Proc. SPIE, v.5053, 1, pp. 81-91, 2003.
4. G.K. Kannarpady, A. Bhattacharyya, S. Pulnev, I. Vahhi. The effect of isothermal mechanical cycling on Cu–13.3Al–4.0Ni (wt.%) shape memory alloy single crystal wires // Journal of alloys and compounds 425 (1), 2006, pp. 112-122.
5. K. Otsuka, H. Sakamoto, K. Shimizu. Successive Stress-Induced Martensitic Transformations and Associated Transformation Pseudoelasticity in CuAlNi Alloys Acta Metall., 27 (1979), p. 585.

ИЗМЕНЕНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ В ПРОЦЕССЕ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Банников М.В., Уваров С.В., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
mbannikov@icmm.ru

Особенностями усталостного разрушения при сверхмногоциклового усталости является инициирование трещины в объеме материала, когда очаг разрушения имеет вид, так называемого «рыбьего глаза – fish-eye». При этом отмечаются два характерных случая: формирование для высокопрочных материалов зоны «fish-eye» в окрестности включения и, для пластичных материалов, формирование очага в зоне интенсивных микропластических локализованных сдвигов.

В соответствие с рассматриваемыми случаями различают два типа материалов, которые обнаруживают многостадийные усталостные диаграммы в «Coffin-Manson» переменных ($\Delta\varepsilon_{pl}/2$ – амплитуда пластической деформации; N_f – критическое число циклов). Пластичные (как правило, ГЦК) монофазные материалы (тип I) и высокопрочные стали, содержащие неметаллические включения (тип II).

Нелинейные эффекты упругости и податливости в поврежденных образцах

Оценка стадийности процесса усталостного разрушения по данным ультразвуковых испытаний вызывает большой интерес как эффективный метод неразрушающего контроля. В [1-2] обсуждаются методы измерения амплитуды второй и более высоких гармоник основной частоты, которые позволяют обнаружить и охарактеризовать усталостные повреждения в металлах которые вызывают отклонения от гармонических ультразвуковых режимов. Метод основан на инициировании продольного конечно-амплитудного возмущения A_0 и частотой ω_0 с одной стороны образца, тогда как другой его торец остается свободным.

Использовалась ультразвуковая нагружающая машина Shimadzu USF-2000, работающая по принципу резонанса системы волновод-образец. Генератор создает колебания частотой 20 кГц, которые преобразуются в механические с помощью пьезокерамического преобразователя и усиливаются в волноводе. Геометрия образцов разрабатывалась таким образом, чтобы максимум амплитуды напряжения приходился на центр образца, а максимум амплитуды смещения на его торцы.

При достаточно больших значениях A_0 и отклонениях от линейного упругого закона колебания свободного торца образца будут содержать ряд гармонических составляющих: компоненты с амплитудой A_1 на основной частоте ω_0 , амплитудой A_2 второй гармоники частотой $2\omega_0$, и так далее. Параметр нелинейности β^e определяется экспериментально путем измерения абсолютных амплитуд сигналов первой A_1 и второй A_2 гармоник, соответствующих нелинейному закону упругости:

$$\sigma = A_2^e \left(\frac{\partial u}{\partial a} \right) + \left(\frac{1}{2} \right) A_3^e \left(\frac{\partial u}{\partial a} \right)^2 + \dots = A_2^e \left[\left(\frac{\partial u}{\partial a} \right) - \frac{1}{2} \beta^e \left(\frac{\partial u}{\partial a} \right)^2 + \dots \right], \quad (1)$$

где σ – нагрузка, u – перемещение, a – пространственная координата, A_2^e и A_3^e – упругие коэффициенты второго и третьего порядка соответственно. Введением коэффициента нелинейности $\beta^e = -(A_3^e / A_2^e)$ волновое уравнение может быть представлено в виде

$$\frac{\partial^2 u}{\partial t^2} = c^2 \left[1 - \beta^e \left(\frac{\partial u}{\partial a} \right) \right] \left(\frac{\partial^2 u}{\partial a^2} \right), \quad (2)$$

где u – компонента вектора смещений в направлении a , c – продольная скорость звука, t – время. Его решение, учитывая что возмущение торца $u = u_1 \cos(\omega t)$, будет иметь вид:

$$u = u_0 + u_1 \cos(\omega t) + u_2 \sin 2(\omega t - ka) + \dots, \quad (3)$$

где $u_2 = (1/8)k^2 \beta^e u_1^2 a$, $k = \omega_0 / v$ – волновое число. Откуда можно выразить:

$$\beta^e = 8u_2 / k^2 u_1^2 a. \quad (4)$$

При исследовании нелинейных явлений в режиме гигацикловой усталости с помощью измерения амплитуд основной и второй гармоник определяется относительный параметр:

$$\beta_{relative} = \beta / \beta_0, \quad (5)$$

где β_0 относится к неповрежденному материалу. Увеличение $\beta_{relative}$ с ростом усталостных повреждений сообщалось в ряде работ [3-4].

Измерение коэффициента нелинейности

В работе были испытаны образцы из алюминиевого сплава АМГ6 Во время импульса длительностью 100 мс, записывался сигнал длиной 10 мс (с частотой записи 1 МГц) с задержкой записи 100 мс. Изменения резонансной частоты в течение циклических испытаний фиксировались по пиковым значениям из амплитудного спектра измеряемого сигнала.

Для определения коэффициента нелинейности прологарифмируем обе части уравнения (4):

$$\log(\beta) = \log(k) + \log(u_2) - 2\log(u_1) \quad (7)$$

Запишем амплитуду колебаний в децибелах в масштабах $A_1 = 20\log(a_1)$ и $A_2 = 20\log(a_2)$, тогда соотношение (7) принимает вид:

$$20\log(\beta) = 20\log(k) + 20\log(u_2) - 40\log(u_1), \quad (8)$$

$$20\log(\beta) = K + A_2 - 2A_1. \quad (9)$$

Таким образом, относительный параметр нелинейности в (4) можно найти из формулы:

$$20\log(\beta / \beta_0) = (A_2 - 2A_1) - (A_2 - 2A_1)_0 \quad (10)$$

На частотном спектре измеряемых сигналов в начале испытаний амплитуда второй гармоники очень мала, но в процессе циклических испытаний амплитуда 2й гармоники начинает увеличиваться. По формуле (10) из данных сигналов вычисляется коэффициент нелинейности (рис.1).

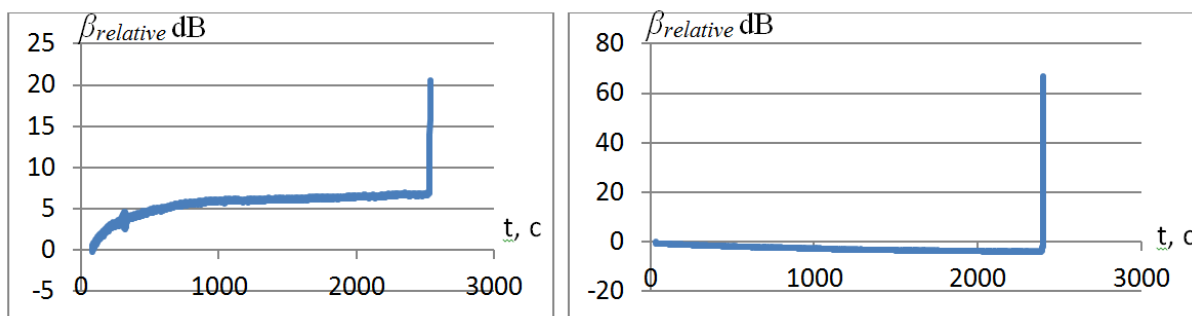


Рис. 1. Изменение показателя нелинейности $\beta_{relative}$ (dB) в процессе испытаний

Были получены аналогичные [4-6] закономерности изменения второй гармоники, показывающие её резкий рост перед разрушением, что позволит при разработке системы обратной связи фиксировать момент образования внутренней трещины до того, как она выйдет на поверхность и приведет к макроскопическому разрушению. Это позволит верифицировать модели зарождения внутренних усталостных трещин. Обнаружено различное изменение амплитуды второй гармоники для различных образцов: у большинства образцов коэффициент нелинейности сначала возрастает, что связывается с увеличением температуры из-за испытаний, и выходит на плато. Перед выходом системы образец-машина из резонанса, амплитуда второй гармоники резко возрастает. У некоторых образцов было обнаружено монотонное снижение амплитуды второй гармоники в процессе испытаний. Поскольку образцы были предварительно деформированы, можно связать это явление с перераспределением внутренних напряжений и дефектов, вызванное низкоамплитудными колебаниями, как это было описано в работе [7]. Перед разрушением, амплитуда второй гармоники также значительно увеличивается, как и в первом случае.

Заключение

Стадия инициирования усталостной трещины соответствует структурной интерпретации как переход от состояния, контролируемого развитием системы мезодефектов (микросдвигов, микротрещин) при циклической пластической деформации, к стадии распространения трещины, контролируемой соотношениями механики разрушения.

Описана методика для определения накопления необратимых усталостных повреждений с помощью анализа нелинейных проявлений сигнала обратной связи в замкнутой системе ультразвуковой усталостной установки. В режиме сверхмногоциклового (гигацикловой) усталости проявляются аномалии упругих свойств материала, что приводит к эффекту нелинейности, который возрастает с инициированием и ростом усталостной трещины. Стадийность развития поврежденности связывается с проявлениями аномалий поглощения энергии при формировании коллективных мод дефектов.

Приведены зависимости коэффициента нелинейности $\beta_{relative}$ от амплитуды нагружения в течение усталостной долговечности для алюминиевого сплава АМГ6. Показано, что $\beta_{relative}$ значительно увеличивается при образовании усталостной трещины и его значение увеличивается с ростом амплитуды. Что позволит в дальнейшем более подробно исследовать механизмы и характер возникновения внутреннего разрушения, называемого «fish-eye».

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ № 16-41-590892 p_a, 18-08-01186_a, 16-48-590534 p_a

Список литературы

1. T. L. Grobstein, S. Sivashankaran, G. Welsch, N. Panigrahi, J. D. McGervey, and J. W. Blue, Mater. Sci. Eng. A 138, 191-203 (1991).
2. John H. Cantrell, William T. Yost / Int. J. of Fatigue 23 (2001) S487-S490
3. J.Y. Kim, L.J. Jacobs, J. Qu, J.W. Little, J. Acoustic Soc. Am., 120.(1266), USA 2006.
4. Anish Kumar, Christopher J. Torbet, J. Wayne Jones, and Tresa M. Pollock / J. of App. Phys. 106, 024904 (2009); doi: 10.1063/1.3169520
5. Anish Kumar *, Christopher J. Torbet, Tresa M. Pollock, J. Wayne Jones / ActaMaterialia 58 (2010) 2143-2154
6. Anish Kumar, Raghavendra R Adharapurapu, J. Wayne Jones and Tresa M. Pollock Scripta Materialia 64 (2011) 65-68
7. Мухаметгаллина А.А., Самигуллина, Сергеев С.Н., Жилиев А.П., Назаров А.А., Загидуллина Ю.Р., Пархимович Н.Ю., Рубаник В.В., Царенко Ю.В., // Letters on materials 7 (2), 2017 pp. 85-90

ДВА КРИТЕРИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРУЕМОГО СОСТОЯНИЯ ТВЕРДОГО ТЕЛА

Орехов А. В.

Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург,
Российская Федерация,
A.V.Orehov@mail.ru

Главное требование, предъявляемое к любой конструкции, состоит в том, чтобы она обладала прочностью, жесткостью и устойчивостью. Расчеты этих параметров основаны на экспериментальных данных и допущениях, принятых в рамках сопротивления материалов, строительной механики, теории упругости. Результаты экспериментов, как правило, являются таблично заданными функциями, аналитический вид задания которых в большинстве случаев неизвестен. До тех пор, пока деформации и нагрузки связаны линейно, упомянутые выше допущения основываются на обобщенном законе Гука, но, когда связь между деформацией и нагрузкой становится нелинейной ситуация существенно усложняется, а свойства конструкции приобретают новое качество, не всегда позитивное.

Например, растрескивание и разрушение конструкций из упругопластических материалов непосредственно связано с развитием пластической деформации. Если рассмотреть зависимость длины пластической зоны, от действующего напряжения, то легко заметить изменение вида её возрастания, которое сначала является линейным, а потом становится параболическим (рис. 1) [1]. Увеличение раскрытия в вершине трещины в зависимости от растягивающего напряжения, также описывается переходом от линейного к нелинейному возрастанию (рис. 2) [1].

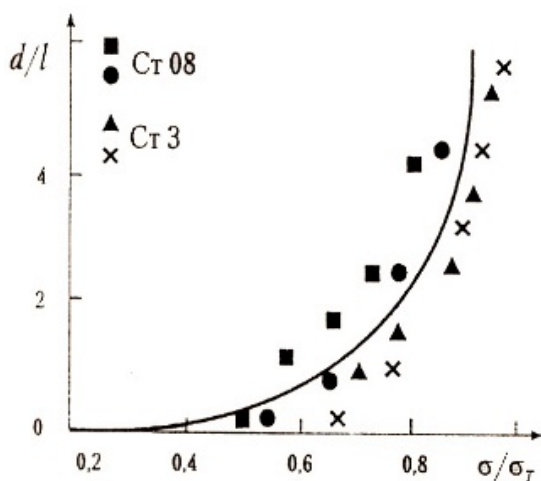


Рис. 1

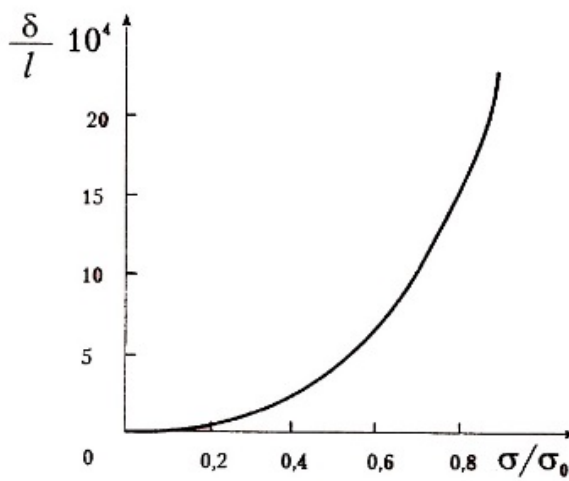


Рис. 2

Аналогичные изменения параметров напряженно-деформируемого состояния наблюдаются: при продольно-поперечном изгибе балок, когда продольная сила приближается к своему критическому значению и прогибы начинают интенсивно расти [2], при начале пластической деформации для SD-материалов (рис. 3) [3, 4], при циклическом разрушении за счет роста трещин [5, 6], при продольной деформации железобетонных изделий (рис. 4) [7] и т. п.

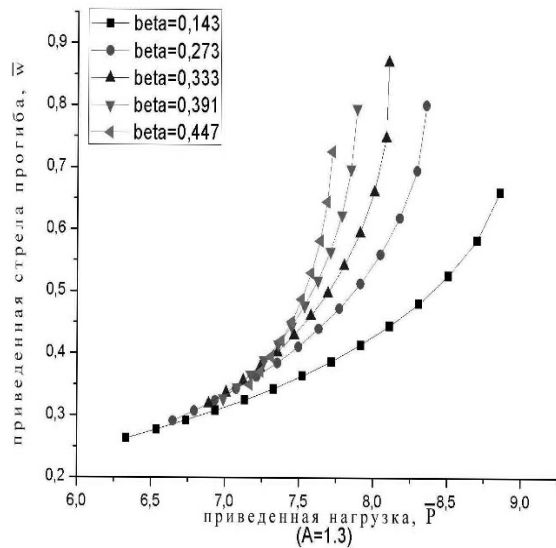


Рис. 3

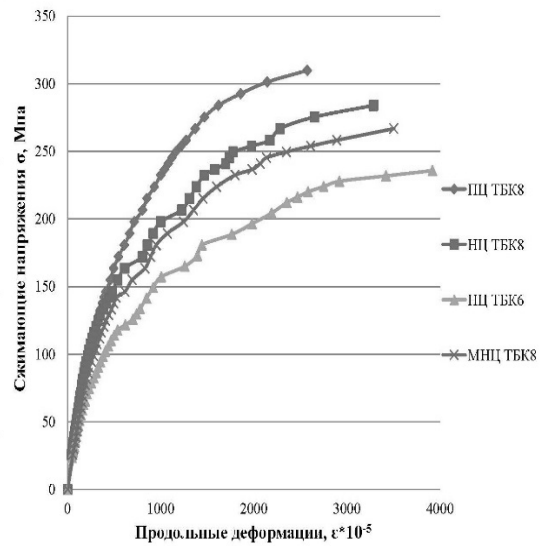


Рис. 4

В этой связи практический интерес представляет получение аналитических критериев, позволяющих определить момент, когда изменение таблично заданной величины, аналитический вид которой неизвестен, переходит от линейного типа к нелинейному.

Рассмотрим аппроксимационно-оценочные критерии, — $\delta_{lq}^2(k_0)$ и $\delta_{ln}^2(k_0)$, предназначенные для определения точки, в которой вид возрастания монотонной последовательности y_n числовых параметров твердого тела, характеризующих его напряженно-деформируемое состояние, изменяется с линейного на параболический или логарифмический. Эти критерии основаны на сравнении квадратичных погрешностей аппроксимации в классе линейных функций — $f(x) = ax + b$, в классе неполных многочленов второй степени (без линейного члена) — $f(x) = cx^2 + d$ и в классе логарифмических функций — $f(x) = g \ln(x + 1) + h$.

Под квадратичной погрешностью аппроксимации для функции $f(x)$ будем понимать сумму квадратов разностей значений последовательности y_n в узлах аппроксимации y_0, y_1, \dots, y_{k-1} и функции $f(x)$ при соответствующем значении аргумента $\delta_f^2 = \sum_{i=0}^{k-1} (f(i) - y_i)^2$.

Функция $f(x)$ из класса X аппроксимирует точки y_0, y_1, \dots, y_{k-1} по методу наименьших квадратов если справедливо: $\delta_f^2 = \min_{f \in X} \sum_{i=0}^{k-1} (f(i) - y_i)^2$.

Квадратичные погрешности линейной, неполной параболической и логарифмической аппроксимаций для k узлов определяются как: $\delta_l^2(k_0) = \sum_{i=0}^{k-1} (a \cdot i + b - y_i)^2$, $\delta_q^2(k_0) = \sum_{i=0}^{k-1} (c \cdot i^2 + d - y_i)^2$ и $\delta_n^2(k_0) = \sum_{i=0}^{k-1} (g \cdot \ln(i + 1) + h - y_i)^2$.

Параболический аппроксимационно-оценочный критерий имеет вид:

$$\delta_{lq}^2(k_0) = \delta_l^2(k_0) - \delta_q^2(k_0).$$

Если для узлов y_0, y_1, \dots, y_{k-1} выполняется неравенство $\delta_{lq}^2(k_0) \leq 0$, то возрастание y_n будет «почти линейным», а если для y_1, y_2, \dots, y_k знак неравенства изменяется на обратный $\delta_{lq}^2(k_0) > 0$, то можно сказать, что возрастание числовой последовательности y_n стало параболическим.

Логарифмический аппроксимационно-оценочный критерий имеет вид:

$$\delta_{ln}^2(k_0) = \delta_l^2(k_0) - \delta_n^2(k_0).$$

Если для y_0, y_1, \dots, y_{k-1} справедливо $\delta_{ln}^2(k_0) \leq 0$, то возрастание числовой последовательности y_n — линейное, а если для узлов аппроксимации y_1, y_2, \dots, y_k выполнилось неравенство $\delta_{ln}^2(k_0) > 0$, то рост последовательности y_n приобрел логарифмический характер.

При построении аппроксимационно-оценочных критериев можно использовать следующие два приёма. Во-первых, переход от линейной зависимости к нелинейной можно отследить аппроксимируя y_n не по всем значениям аргумента n , а, например, только по 3-м или 4-м точкам. Во-вторых, значения y_n можно рассматривать в точках $\{0,1,2\}$ или $\{0,1,2,3\}$ полагая что $y_0 = 0$. Выполнения этого условия легко добиться на любом шаге аппроксимации при помощи линейного преобразования:

$$y_0 = y_j - y_j; \quad y_1 = y_{j+1} - y_j; \quad y_2 = y_{j+2} - y_j; \quad y_3 = y_{j+3} - y_j.$$

Критерием перехода от линейной зависимости к параболической по 4-м узлам аппроксимации [8] будет условие:

$$\delta_{ln}^2(4_0) = 19y_1^2 - 11y_2^2 + 41y_3^2 + 12y_1y_2 - 64y_1y_3 - 46y_2y_3 > 0.$$

Используя указанные выше два приёма вычислим квадратичную форму критерия $\delta_{ln}^2(3_0)$ перехода от линейного возрастания к логарифмическому по трем точкам $\{0,1,2\}$.

$$\delta_{ln}^2(3_0) = -0.448y_1^2 + 1.081y_1y_2 - 0.555y_2^2.$$

Список литературы

1. Пестриков В.М., Морозов Е.М., Механика разрушения твердых тел. — СПб.: Профессия, 2002. — 320 с.
2. Тергулов И.Г., Сопротивление материалов и основы теории упругости и пластичности. — М.: Высшая школа, 1964. — 472 с.
3. Павилайнен Г.В., Юшин Р.Ю., Анализ учета упругой трансверсальной изотропии и пластической анизотропии при изгибе круглых пластин // Вестник Санкт-Петербургского университета. Математика, Механика, Астрономия. 2011. №1. С. 122-131.
4. Павилайнен Г.В., Математическое моделирование упруго-пластического изгиба балки, материал которой обладает эффектом SD. В сборнике: Труды семинара "Компьютерные методы в механике сплошной среды". 2014-2015 гг. Издательство СПбГУ. 2015. Санкт-Петербург, С. 49-62.
5. Вансович К.А., Модель роста усталостных поверхностных трещин за цикл «нагрузка-разгрузка» // Омский научный вестник, 2017. № 3(153). С. 49-53.
6. Тихомиров В.М., Рост трещины при знакопеременном цикле нагружения // Прикладная механика и техническая физика, 2008. Т. 49. № 5(291). С. 190-198.
7. Резван И.В., Маилян Д.Р., Резван А.В., Построение диаграммы «напряжения-деформации» бетона в условиях пассивного бокового обжатия. // Инженерный вестник Дона. 2012. Т. 22. № 4-1 (22). С. 156.
8. Орехов А.В., Критерий оценки напряженно-деформируемого состояния SD-материалов. В сборнике: Международная научная конференция по механике «Восьмые Поляховские чтения». Тезисы докладов. Издательство СПбГУ. Санкт-Петербург. 2018. С. 221-222.

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ

Варюхин В.Н., Малашенко В.В.

*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина
Донецкий национальный университет, Донецк, Украина
malashenko@donfti.ru*

Дислокации как линейные дефекты кристаллической структуры являются основными носителями пластической деформации и представляют собой линию оборванных атомных связей, т.е. неспаренных спинов. Взаимодействие этих спинов со спинами других структурных дефектов, в частности, примесей, влияет на величину силы торможения дислокации, а, следовательно, на механические свойства кристаллов. В свою очередь магнитное поле способно изменять взаимное расположение спинов, тем самым меняя величину их взаимодействия, а, следовательно, и механические свойства кристаллов. Данный механизм является основой магнитопластического эффекта, позволяющего с помощью магнитного поля влиять на механические свойства материалов, в том числе немагнитных [1], он наблюдается при комнатных температурах. В области низких температур ($T < 25$ К) влияние магнитного поля на механические характеристики немагнитных металлов обусловлено тем, что фононные механизмы торможения дислокаций в этой области теряют свою эффективность, а доминирующими становятся температурно-независимые механизмы диссипации: электронное торможение дислокаций и торможение структурными дефектами, в частности, примесями. Именно конкуренция этих механизмов определяет динамику дислокаций в области низких температур, а магнитное поле позволяет существенно влиять на ее характер, поскольку значительно увеличивает силу электронного торможения дислокаций. При этом существует такая область значений концентрации примесей и величины магнитного поля, в которой зависимость силы динамического торможения дислокации от скорости ее скольжения имеет максимум и минимум, причем положение максимума соответствует переходу от коллективного взаимодействия дислокаций с примесями к независимым столкновениям и определяется концентрацией примеси, а положение минимума зависит как от примесной концентрации, так и от величины магнитного поля, и соответствует переходу от доминирования примесного рассеяния к доминированию рассеяния на электронах. С ростом напряженности поля положение минимума приближается к положению максимума, образуя перегиб. Максимум и минимум ограничивают область динамической неустойчивости. При деформировании постоянным напряжением (ползучесть) в этой области возможны скачки деформации, при деформации с постоянной скоростью (активная деформация) возможны скачки деформирующего напряжения.

Воспользовавшись результатами развитой теории динамического взаимодействия структурных дефектов, получим выражение для силы торможения дислокации электронами и точечными дефектами

$$F = \frac{B_d v}{1 + v^2 / v_1^2} + \beta H v, \quad (1)$$

где B_d – константа демпфирования, обусловленная взаимодействием дислокации с точечными дефектами, v – скорость движения дислокации, H – напряженность магнитного поля, β – коэффициент, зависящий от упругих и магнитных констант металла. Максимум скоростной зависимости силы торможения соответствует переходу от кол-

лестивного взаимодействия дефектов с дислокацией к независимым столкновениям с ними. Соответствующая ему скорость v_1 не зависит от величины магнитного поля

$$v_1 = c(n_d \gamma^2)^{1/4} \quad (2)$$

где γ – параметр несоответствия дефекта, c – скорость звука в кристалле, n_d – безразмерная концентрация точечных дефектов.

Минимум кривой $F(v)$ соответствует переходу от области, где доминирующим является торможение дислокации дефектами ($v < v_2$) к области доминирования электронного торможения ($v > v_2$).

$$v_2 = v_1 \sqrt{\frac{B_d}{B_{el}(H)}} = K \sqrt{\frac{n_d}{H}} \quad (3)$$

Здесь K – коэффициент, зависящий от упругих модулей кристалла и мощности точечных дефектов (параметра несоответствия).

Зависимость $F(v)$ имеет максимум и минимум для полей $H < H_c$, где величина критического поля H_c задается выражением

$$H_c = \alpha \sqrt{n_d} \frac{B_d}{B_{el}(0)} \quad (4)$$

Здесь $B_{el}(0)$ – константа электронного торможения в нулевом магнитном поле, α – коэффициент пропорциональности, зависящий от упругих и магнитных констант материала. С ростом величины поля точка минимума приближается к точке максимума, при $H = H_c$ они сливаются, образуя точку перегиба. Таким образом, повышая магнитное поле, мы можем подавлять область динамической неустойчивости дислокационного движения. Поскольку зависимость предела текучести металла от скорости его деформации качественно повторяет характер скоростной зависимости силы торможения дислокаций, мы можем с помощью магнитного поля изменять как величину предела текучести, так и характер его скоростной зависимости. Величина критического поля, подавляющего область отрицательной скоростной зависимости, для концентрации дефектов $n_d = 10^{-4}$ составляет $H_c = 10^6$ А/м.

Если же кристалл содержит два типа дефектов, значительно отличающихся своими размерами, каждый из них дает свой максимум на скоростной зависимости силы торможения. Эти максимумы могут находиться на значительном удалении друг от друга. В результате при определенных условиях на скоростной зависимости возможно возникновение двух максимумов и двух минимумов. Такая ситуация может быть реализована, например, в состаренном алюминиевом сплаве, содержащем как растворенные в нем атомы меди, так и зоны Гинье-Престона [2, 3]. В этом случае положение второго максимума и второго минимума, а, следовательно, и размер второй области динамической неустойчивости будет зависеть от концентрации зон Гинье-Престона. Прикладывая постоянное магнитное поле и повышая тем самым величину электронного торможения дислокаций, мы можем подавить динамическую неустойчивость и в этой области. Величина необходимого для этого критического магнитного поля будет определяться средним радиусом зон Гинье-Престона и их концентрацией.

Магнитная система кристалла может оказывать существенное влияние на его механические свойства благодаря магнитоупругому взаимодействию. Как известно, микроэлектромеханические системы (MEMS), объединяющие в себе микроэлектронные и микромеханические элементы, обычно изготавливают на основе кремния. Одна-

ко в 2011 году группой исследователей был получен сплав на основе железа и кобальта, обладающий гигантской магнитострикцией, который может стать основой для создания датчиков и микромеханических устройств нового поколения, контролируемых магнитным полем [4]. Поскольку используемые в микросистемотехнике материалы перестали быть чисто электронными и широко используются как конструкционные [5], большое значение приобретают их механические свойства, которые в значительной степени определяются движением дислокаций и их взаимодействием с различными структурными дефектами кристалла. В свою очередь наличие гигантской магнитострикции оказывает влияние на взаимодействие дислокаций с другими дефектами структуры, а следовательно, и на механические свойства кристаллов [6]. В упомянутых выше материалах константа магнитострикции на два-три порядка выше, чем в обычных металлах. В таких магнетиках именно магнитоупругое взаимодействие вносит главный вклад в формирование спектральной щели в спектре дислокационных колебаний, которая в этом случае определяется выражением

$$\Delta_M = D\lambda\sqrt{M_0^3} \quad (5)$$

где M_0 – намагниченность насыщения, λ – константа магнитоупругого взаимодействия, D – коэффициент, зависящий от магнитных характеристик материала. Возникновение щели в дислокационном спектре оказывает существенное влияние на динамику дислокаций: оно приводит к изменению как величины силы торможения дислокаций, так и ее скоростной зависимости, в результате чего происходит изменение и величины предела текучести, и его зависимости от скорости деформации. В таких магнетиках вклад упругих точечных дефектов в динамический предел текучести определяется выражением

$$\tau_d = \eta \frac{n_d}{\lambda^2 M_0^3} \dot{\epsilon}, \quad (6)$$

где n_d – концентрация упругих точечных дефектов, $\dot{\epsilon}$ – скорость пластической деформации, η – коэффициент, определяемый упругими и магнитными константами кристалла. Численные оценки показывают, что вклад данного эффекта может составлять десятки процентов.

Список литературы

1. Альшиц В И, Даринская Е В, Колдаева М В, Котовский Р К, Петржик Е А, Трончик П. УФН **187**, 327 (2017).
2. Малашенко В.В. ЖТФ **87**, 791 (2017).
3. Малашенко В.В. Письма в ЖТФ **42**, 1 (2016).
4. Hunter D., Osborn W., Wang K., Kazantseva N., Hattrick-Simpers J., Suchoski R., Takahashi R., Young M.L., Mehta A., Bendersky L.A., Lofland S.E., Wuttig M., Takeuchi I. Nature Communications. Nov. 1, 2011. DOI: 10.1038/ncomms1529.
5. Головин Ю.И. ФТТ 2008 **50**, 2113 (2008).
6. Малашенко В.В. Письма в ЖТФ **38**, 61 (2012).

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ВК6, ВК8 И Т5К10, ПРОШЕДШИХ ОБЪЕМНОЕ ИМПУЛЬСНОЕ ЛАЗЕРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ

Пинахин И.А., Черниговский В.А., Брацихин А.А., Ягмуров М.А.,
Сугаров Х.Р., Мезенева И.А.*

*Северо-Кавказский федеральный университет,
г. Ставрополь, Россия,
*ОАО «ТТ Аналитика»,
г. Москва, Россия*

Irina.mezeneva@thermotechno.ru

Для увеличения эксплуатационного ресурса режущих инструментов и деталей машин используют различные методы упрочнения. При этом существенный недостаток применения методов — недостаточные исследования влияния тех или иных источников высококонцентрированных потоков энергии на свойства инструментальных и конструкционных материалов. При использовании метода объемного импульсного лазерного упрочнения (ОИЛУ), экстремальные условия выражаются в быстром (до 0,1 с) перераспределении большой по значениям энергии лазерного импульса (до 200 кДж, или плотности энергии до 50 ГДж/м) сначала в тепловую энергию нагрева материала, а затем в механическую энергию ударной волны. За счет ударной волны происходят качественные преобразования в материале упрочняемого образца, приводящие к изменению его механических свойств.

Цель работы — исследование механических свойств широко применяемых при изготовлении режущих инструментов твердых сплавов ВК6, ВК8 и Т5К10 с помощью традиционных методов (исследования микротвердости и абразивной износостойкости) и сравнение полученных данных с результатами рентгеноструктурного анализа. Размеры исследованных образцов сплавов составляли 50 x 15 x 15 (исследование микротвердости и абразивной износостойкости) и 100 x 30 x 25 мм (рентгеноструктурный анализ). Исследование прочности на изгиб проводили согласно ГОСТ 27034-86 (ИСО 4506-79).

Прочность на изгиб исследовали с помощью универсальной однозонной электро-механической испытательной машины LabTest 6.600 оснащенной программным обеспечением с возможностью определения девяти параметров, построения графиков и статистической обработки результатов измерений. Микротвердость с помощью микротвердомера Innovatest 423D, с системой автоматизированного определения параметра, документирования и анализа снимков (шаг 4 мм). Испытания на абразивный износ проводили на универсальной машине трения МТУ-01, Россия (схема «пальчиковый образец — вращающийся круг», скорость вращения 62 м/мин). При этом исходные и упрочненные образцы чередовали. Образцы взвешивали на аналитических весах AND HR-200 (точность до 0,1 мг)

Для рентгеноструктурного анализа использовали рентгеновский дифрактометр ARL EXTRA (излучение CuK α , $I = 1,5406$ А). Результаты обрабатывали с помощью программы Crystallographica Search Match Version 3.1.0.2. Для последовательного изучения отдельных зон образцов применяли точечный коллиматор (диаметр точечного пучка 0,5 мм). При этом исследовали области на поверхности образцов на расстоянии 8-32 мм от места облучения до главной режущей кромки (шаг 4 мм).

ОИЛУ проводили на твердотельном Nd:YAG лазере «ЛИС-200» в одномодовом режиме свободной генерации при следующих режимах: энергия в луче лазера 50 - 200Дж (плотность энергии 2,5–50 ГДж/м²), длительность лазерного импульса 0,5 - 4,0мс, диаметр луча лазера 1,0–2,5мм. Сплавы ВК6, ВК8, Т5К10 подвергали также про-

изводственным испытаниям (режущий инструмент — проходной резец с напайной пластиной; обрабатываемый материал — серый чугун СЧ 15; обрабатываемая поверхность — литейная корка; скорость резания — 86 м/мин, подача 0,52 мм/об, глубина резания 1,0 мм). Результаты измерений изменения механических свойств (микротвердости, прочности на изгиб, абразивной износостойкости сплавов) в зависимости от режима ОИЛУ представлены на рис. 1.

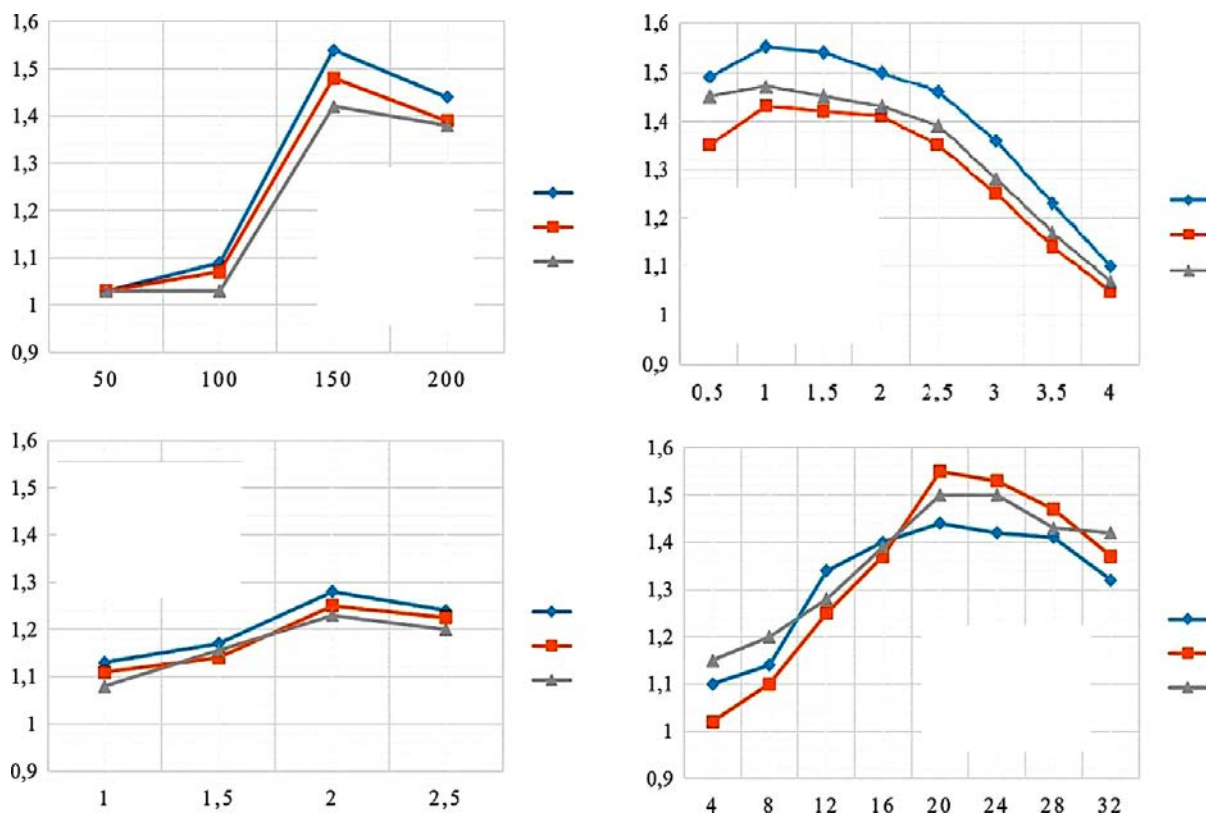


Рис. 1. Зависимость изменения микротвердости твердых сплавов от режима ОИЛУ: *a* – от энергии лазерного импульса E ; *b* – длительности лазерного импульса t ; *в* – диаметра луча лазера d_n ; *г* – расстояния от места облучения до исследуемой точки образца l (1 – ВК6; 2 – ВК8; 3 – Т5К10)

Видно, что зависимости характеризуются ярко выраженными экстремумами, по которым определили оптимальный режим ОИЛУ: $E = 150$ Дж, $t = 1,0$ мс, $d_n = 2,0$ мм, $l = 20$ мм. Используя полученные результаты рентгеноструктурного анализа исходных и упрочненных образцов, определяли показатели изменения дефектности структуры.

Зависимости изменения плотности дислокаций от режима ОИЛУ приведены на рис. 2 (зависимости L и $\Delta d/d$ аналогичны).

Экстремумы совпадают с установленными оптимальными режимами ОИЛУ (см. рис. 1, рис.2). Для окончательной оценки возможности замещения механических испытаний рентгеноструктурным анализом провели производственные испытания образцов и расчет «тесноты» связи.

Таким образом проведенные исследования твердых сплавов ВК6, ВК8, Т5К10 показали возможность применения рентгеноструктурного анализа для оптимизации режимов ОИЛУ вместо механических испытаний, что позволит уменьшить затраты на изготовление образцов, расход электроэнергии и время лабораторных испытаний.

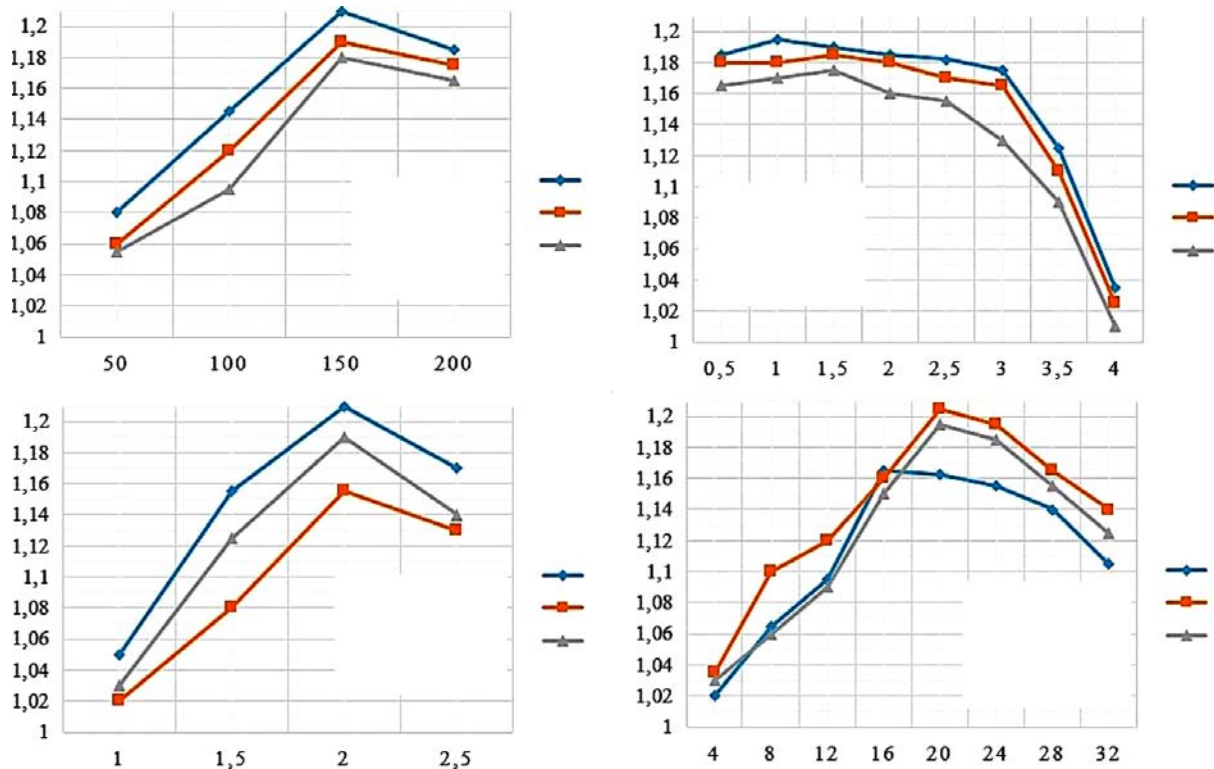


Рис. 2. Зависимость изменения плотности дислокаций K_p твердых сплавов от режима ОИЛУ: a – от энергии лазерного импульса E ; b – длительности лазерного импульса t ; v – диаметра луча лазера $d_{л}$; z – расстояния от места облучения до исследуемой точки образца (1 – VK6; 2 – VK8; 3 – T5K10)

Список литературы

1. Иванов Н.Л., Гаврилюк В.С., Жилкин А.М. Технологические лазеры и их применение в машиностроении. Принципы лазерного излучения / Технология металлов. 2000. № 1. С. 39-42.
2. Pinahin I. A., Chernigovskij V. A., Bracihin A. A., Yagmurov M. A. Improvement of Wear Resistance of VK6, VK8, T5K10, and T15K6 Hard Alloys by Volume Pulsed Laser Hardening / J. Friction Wear. 2015. Vol. 36. N4. P. 330-333.
3. Пинахин И. А., Копченков В. Г. Влияние импульсной лазерной обработки твердосплавных режущих инструментов на эффективность обработки металлов резанием / Вестник ДГТУ 2010. № 8. С. 1235-1240.
4. Яковлева С. П., Махарова С. Н., Борисова М. 3. Комплексное исследование механических свойств низколегированной стали с ультрамелкозернистой (200-600 нм) структурой / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2008. Т. 74. № 1. С. 50-53.
5. Мокрицкий Б. Я. Метод оценки свойств инструментальных материалов и диагностика работоспособности режущего инструмента / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2010. Т. 76. № 9. С. 41-49.
6. Гаденин М. М. Характеристики механических свойств материалов при анализе условий достижения предельных состояний / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2012. Т. 78. № 2. С. 58-63.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И МИКРОСТРУКТУРНЫХ АСПЕКТОВ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ЛОКАЛИЗОВАННЫМ СДВИГОМ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Соковиков М.А., Чудинов В.В., Наймарк О.Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН,
Пермь, Россия,
sokovikov@icmm.ru*

Разрушение локализованным сдвигом в металлах при динамическом деформировании может быть следствием влияния различных факторов: температуры, скорости и величины деформации, эволюции структуры материала. На сегодняшний день существует две наиболее распространённые точки зрения о механизмах локализации деформации: термопластическая неустойчивость и механизмы, связанные с эволюцией структуры. Целью данной работы является теоретическое обоснование и экспериментальное подтверждение решающей роли структурных переходов в ансамбле дефектов мезоуровня (микросдвигов и микротрещин) как одного из механизмов локализации пластической деформации.

В качестве исследуемого материала были выбраны сплавы Д16 и АМг6. Термодинамика процесса деформирования с целью идентификации характерных стадий локализации деформации исследовалась «in-situ» регистрацией температурных полей с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M. Основные технические характеристики камеры: чувствительность не менее 25 мК при 300°К, спектральный диапазон 3-5 мкм, максимальный размер кадра 320x240 точек.

Для исследования поведения материалов в режиме близком к чистому сдвигу при динамическом нагружении на стержне Гопкинсона – Кольского были разработаны образцы специальной формы и оснастка, обеспечивающие реализацию плоского деформированного состояния [1]. Полученные распределения температурных полей на боковой поверхности образца в различные моменты времени позволили судить о развитии процесса локализации пластической деформации.

В процессе деформирования на стержне Гопкинсона -Кольского с помощью инфракрасной камеры в режиме реального времени установлено, что значения температур в областях локализации пластической деформации не превышают $\sim 48^{\circ}\text{C}$ для сплава Д16, рис. 1.

На оригинальной баллистической установке по исследованию пробивания были нагружены образцы из сплава алюминия АМг6. При высокоскоростном взаимодействии ударника с мишенью реализуется разрушение в виде формирования и выноса пробки. Для исследования распределения пластических деформаций на тыльной поверхности мишени в процессе формирования и выноса пробки использовалась инфракрасная камера CEDIP Silver 450M [2]. Схема и результаты испытаний при налетании ударника на преграду из АМг6 со скоростью 417м/с представлены на рис.2.

Данные экспериментальных исследований, изучение структуры деформированных образцов [3-6], а также результаты численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления микродефектов в материале [7-11] позволяют предполагать, что один из механизмов локализации пластической деформации при высокоскоростном нагружении обусловлен структурно- кинетическими переходами в ансамблях микродефектов.

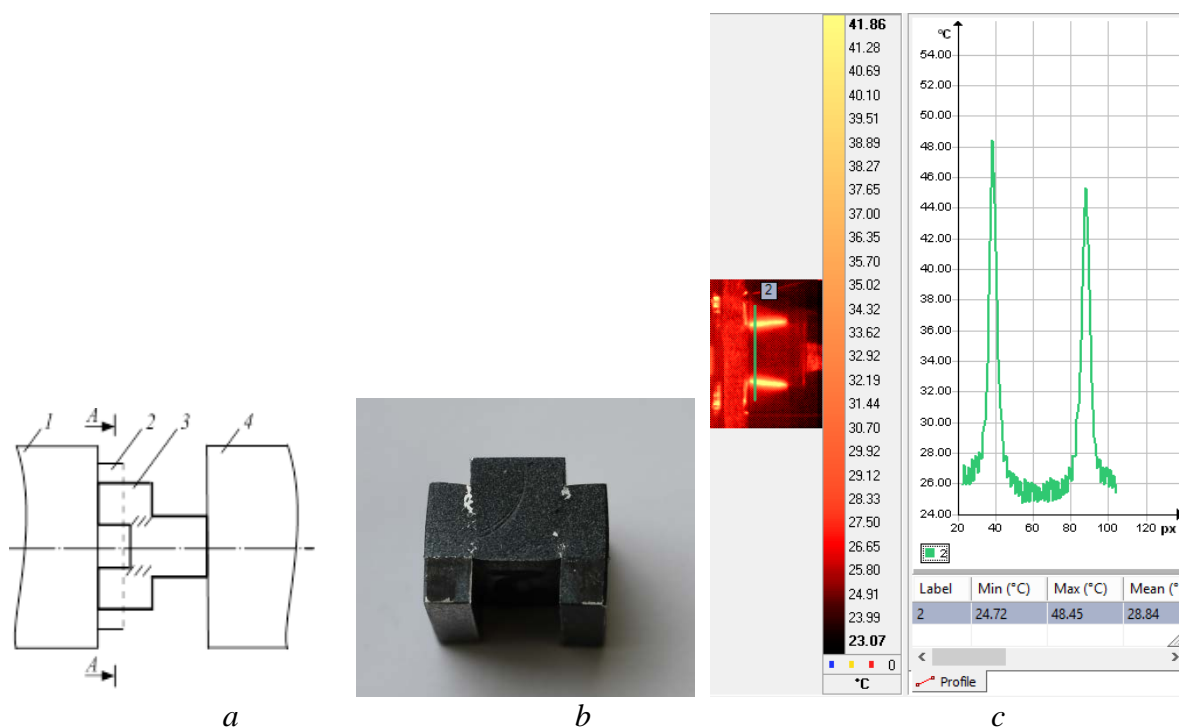


Рис.1. *a* – Схема нагружения образца на стержне Гопкинсона–Кольского: 1 – входной стержень, 2 – рамка, 3 – образец, заштрихованные области находятся в состоянии близком к чистому сдвигу, 4 – выходной стержень; *b* – Образец специальной формы после испытания, сплав Д16; *c* – Изображение образца в инфракрасных лучах в процессе испытания образца из сплава Д16 и график зависимости температуры от координаты в выбранный момент времени. Максимальная температура по периметру отверстия 48°C

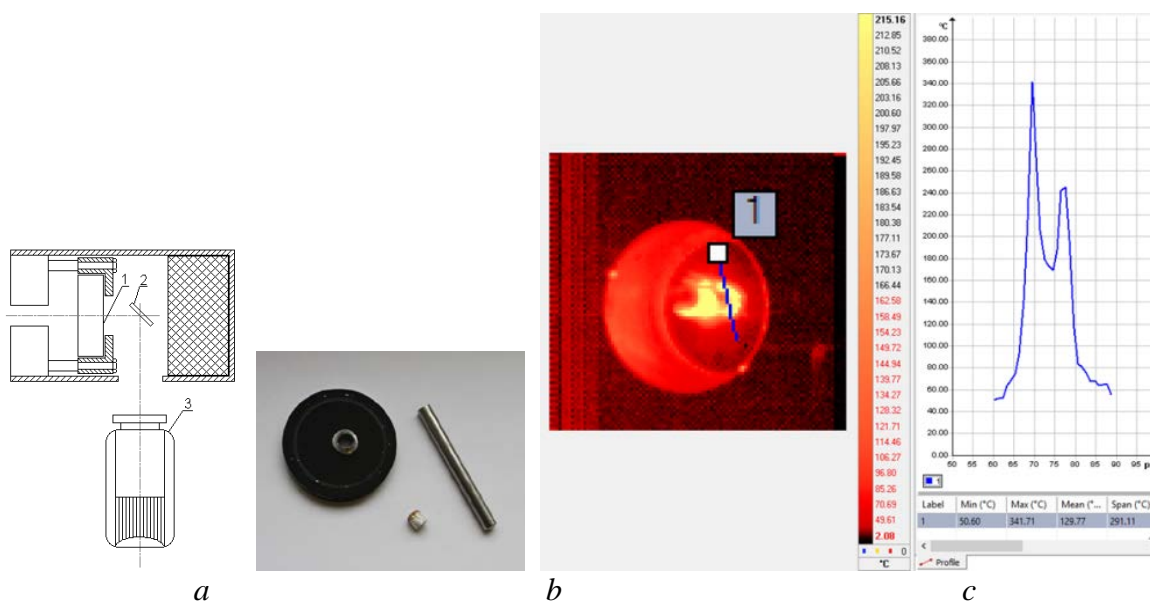


Рис.2. *a* – Схема эксперимента, 1 – образец, 2 – зеркало, 3 – инфракрасная камера; *b* – пробитая мишень, выбитая пробка и деформированный ударник; *c* – инфракрасные образ отверстия после пробития и график зависимости температуры от координаты в выбранный момент времени

Работа выполнена при частичной поддержке грантов РФФИ 17-08-00905_a, [17-41-590149](#) р_а, [16-48-590534](#) р_а, [18-08-01186](#)_а.

Список литературы

1. Образец для испытания на сдвиг (варианты) и способ испытаний его: пат. 2482463 Российская Федерация / Наймарк О.Б., Баяндин Ю.В., Сокоиков М.А., Плехов О.А., Уваров С.В., Банников М.В., Чуудинов В.В. – № 2011114711/28; заявл. 14.04.2011; опубл. 20.05.2013, Бюл. № 14.
2. Сокоиков М.А, Билалов Д.А., Чуудинов В.В., Уваров С.В., Плехов О.А., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Неравновесные переходы в ансамблях дефектов при динамической локализации пластической деформации // Письма в Журнал технической физики, 2014, Том.40, Выпуск 23, с.82 -88.
3. Froustey C., Naimark O., Bannikov M., Oborin V., Microstructure scaling properties and fatigue resistance of pre-strained aluminium alloys (part 1: Al-Cu alloy). European Journal of Mechanics A/Solids, 2010, no. 29, pp. 1008-1014.
4. Oborin V.A., Bannikov M.V., Naimark O.B., Palin-Luc T. Masshtabnaja invariantnost' rosta ustalostnoj treshhiny pri gigaciklovom rezhime nagruzhenija [Scaling fatigue crack growth at gigacycle loading regime] Pis'ma v zhurnal tehnichej fiziki – Technical Physics Letters, 2010, Vol. 36, no. 22, pp. 76-82.
5. Oborin V.A., Sokovikov M.A, Bilalov D.A, Naimark O.B. Multiscale study of morphology of the fracture surface aluminummagnesium alloy with consecutive dynamic and gigacycle loading// Science Direct Procedia Structural Integrity.- 2016 – Vol.2.- 1063–1070.
6. Sokovikov M.A., Bilalov D.A., Oborin V.A., Chudinov V.V., Uvarov S.V., Bayandin Yu.V., Naimark O.B. Structural mechanisms of formation of adiabatic shear bands // Fracture and structural integrity. – 2016. – No 38. – P. 280-287.
7. Naimark O.B. Kinetic transition in ensembles of microcracks and some nonlinear aspects of fracture // Proc. IUTAM Symposium on nonlinear analysis of fracture. Cambridge, United Kingdom, September 3-7, 1995. – P. 285-298.
8. Наймарк О. Б. Коллективные свойства ансамблей дефектов и некоторые нелинейные проблемы пластичности и разрушения // Физическая мезомеханика. – 2003. – Т. 6, № 4. – С. 45-72.
9. Сокоиков М.А., Баяндин Ю.В., Ляпунова Е.А., Плехов О.А., Чуудинов В.В., Наймарк О.Б. Локализация пластического сдвига и механизмы разрушения при динамическом нагружении металлов // Вычислительная механика сплошных сред. – 2013. – Т. 6, № 4. – С. 467-474.
10. Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Чуудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Исследование локализации пластического сдвига в алюминиевых сплавах при динамическом нагружении // Вычислительная механика сплошных сред. – 2015. – Т. 8, №3. – С. 319-328.
11. Билалов Д.А., Сокоиков М.А., Чуудинов В.В., Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Терехина А.И., Наймарк О.Б. Численное моделирование и экспериментальное исследование локализации пластической деформации при динамическом нагружении образцов в условиях близких к чистому сдвигу // Вычислительная механика сплошных сред. – 2017. – Т. 10, № 1. – С. 103-112.

ИЗГИБ РАЗНОПРОЧНЫХ БАЛОК И ПЛАСТИН ЗА ПРЕДЕЛАМИ УПРУГОСТИ

Павилайнен Г.В.

Санкт-Петербургский госуниверситет, Россия,

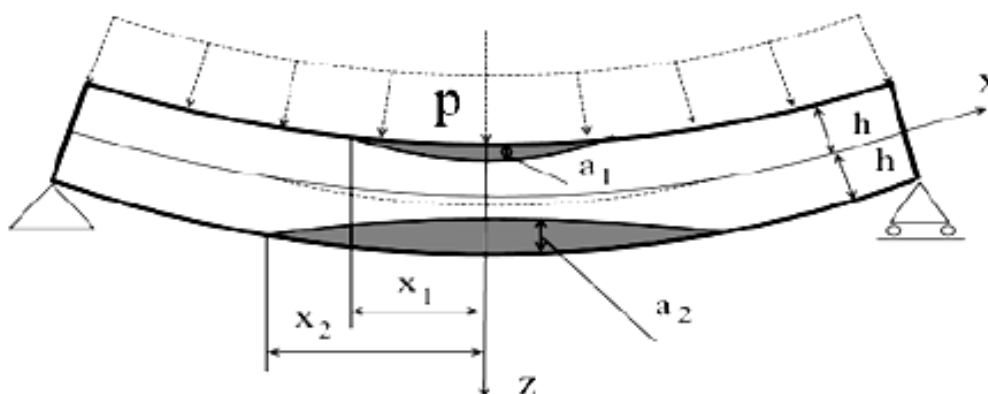
G_V_Pavilaynen@mail.ru

Рассматриваются две задачи упругопластического изгиба горизонтальной балки и круглой тонкой пластины, равномерно нагруженные по одной из поверхностей, изготовленные из листового проката, обладающего свойствами трансверсальной изотропии и эффектом пластической анизотропии при растяжении и сжатии (эффект SD) при пластической деформации. Все эти аспекты, как показывают многочисленные эксперимен-

тальные исследования, существенно меняют и качественно, и количественно картину процесса упругопластического изгиба [1,2].

Упругопластическая задача изгиба для изотропной балки решена Л.М. Качановым [3]. Для пластины решение получено В.В. Соколовским [4], который построил разрешающую систему нелинейных обыкновенных дифференциальных уравнений второго порядка относительно неизвестной функции границы $F(r)$ между упругой и пластическими частями пластины и функции $J(r)$, связанной тригонометрическими соотношениями с параметрами кривизны. При рассмотрении критерия перехода материала пластины в пластическое состояние в [4] был использован критерий Губера-Мизеса-Хилла [5].

Упругопластическая задача для трансверсально-изотропной пластины, которая имеет различные пределы текучести в плоскости пластины и в направлении, перпендикулярном этой плоскости, решена в [6] и с учетом линейного упрочнения в [7]. Критерий текучести выбран в виде, предложенном В. Бекофеном в [8].



Исследование задачи изгиба для материалов, обладающих эффектом SD, затрудняется отсутствием симметрии в развитии пластических зон на верхней и нижней поверхностях пластины. Однако и в этом случае удастся построить систему нелинейных дифференциальных уравнений пятого порядка [9], которая интегрируется численно. Критерий текучести для этого случая выбран в форме, предложенной О.Г. Рыбакиной [10], и содержит кроме второго инварианта тензора напряжений еще и первый инвариант.

Общая схема упругопластического изгиба балки или пластины представлена на рисунке выше. Процесс деформирования протекает следующим образом: при возрастании распределенного давления сначала происходит упругий изгиб, затем возникает и развивается пластическая область в зоне растяжения, после этого возникает вторая область пластичности в зоне сжатия, далее обе зоны увеличиваются с ростом давления и смыкаются на нейтральной оси в середине балки или в центре пластины, образуя «пластический шарнир».

Аналитическое решение функции прогиба балки строится на основе классической теории изгиба для трех случаев напряженного состояния при $|x| \leq x_1$, при $x_1 \leq x \leq x_2$, при $x > x_2$ (см. рисунок), а затем производится «склейка» решений из условия гладкости прогиба.

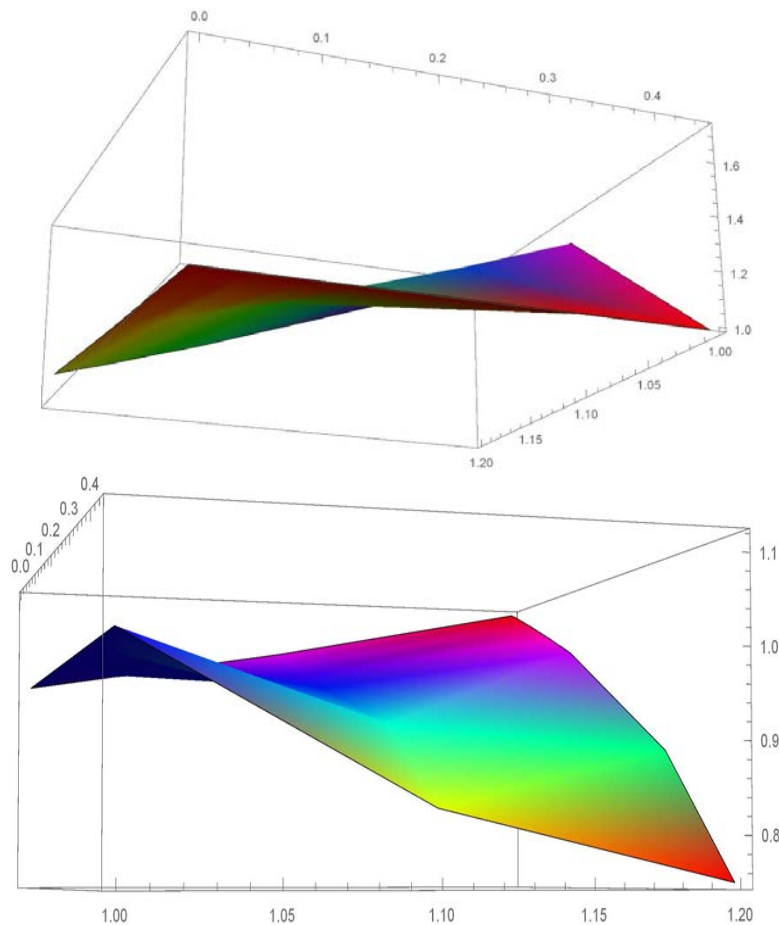
Существенной особенностью является то обстоятельство, что задача для балки может быть решена аналитически, а задача для пластины только численно, но при этом возможно построить асимптотические формулы для оценки напряжений в пластических областях в центрах верхней и нижней поверхностей пластины, которые позволяют выявить влияние параметра анизотропии a и параметра эффекта SD, обозначенного через β .

$$\sigma_{\theta} = \sigma_r = \frac{\tilde{k}}{a} \left(\frac{1}{\text{sign}(z)F} - \frac{2\beta}{3a} \left(1 + \frac{1}{F^2} \right) + \frac{4\beta^2}{\text{sign}(z)9a^2F} \right), \quad a = \frac{\sigma_p \sigma_c (\sigma_{pz} + \sigma_{cz})}{\sigma_{pz} \sigma_{cz} (\sigma_p + \sigma_c)}$$

Здесь σ_p – предел текучести при одноосном растяжении в плоскости пластины; σ_{pz} – предел текучести при одноосном растяжении в плоскости, перпендикулярной плоскости пластины; σ_c – предел текучести при одноосном сжатии в плоскости пластины; σ_{cz} – предел текучести при одноосном сжатии в направлении, перпендикулярном плоскости пластины. Параметр β имеет вид: $\frac{\sigma_c}{\sigma_p} = \frac{3+\beta}{3-\beta}$ и для сокращения записи введено обозначение $F = 1 - \frac{\text{sign}(z)2\beta}{3a}$.

Предполагая, что β – малый параметр можно упростить формулы для напряжений, пренебрегая членами порядка β^2 .

На рисунках ниже применено 3D моделирование и построены функции напряжений $\sigma(a, \beta)$ в пластических областях в зоне растяжения (левый рисунок) и в зоне сжатия (правый рисунок). Напряжения отнесены к пределу текучести σ_p . Видно, что зависимости имеют существенно нелинейный характер. С помощью такого моделирования можно провести оценку величины напряжений без решения полной задачи изгиба. Это обстоятельство тем более важно, поскольку в экспериментальных исследованиях фиксируется расхождение теоретических расчетов и экспериментальных данных. Причиной этого является различное происхождение трансверсальной изотропии листового металла, о котором мы ведем речь. Дело в том, что необходимо различать начальную или исходную анизотропию, примером которой может служить анизотропный монокристалл и вторичную или деформационную анизотропию, обусловленную пластической деформацией.



Алюминиевые, магниевые, титановые сплавы анизотропны изначально. При этом перечисленные сплавы имеют небольшую упругую анизотропию и значительную пластическую. Например, отечественный сплав Д16Т имеет различие в модулях Юнга разных направлений 10 %, а различие в пределах текучести – более 22 %. Конструкционные стали получают анизотропию в процессе деформирования и для них наблюдается отчетливое влияние эффекта SD. Например, для сплава А40Х различие пределов текучести при растяжении и сжатии может достигать 20-25%. [11]. При двухосном растяжении картина еще более выразительная. Применение асимптотических формул для оценки напряжений в задаче упругопластического изгиба круглой пластины вблизи ее центра позволяет оптимально определить величины параметров трансверсальной изотропии и эффекта SD для моделирования двухосного напряженного состояния и определения прочностных характеристик листового проката и изделий из него [12, 13].

Список литературы

1. Амелина Е.В., Голушко С.К., Ерасов В.С., Идимешев С.В., Немировский Ю.В., Семисалов Б.В., Юрченко А.В., Яковлев Н.О., О нелинейном деформировании углепластиков: эксперимент, модель, расчет.// Вычислительные технологии. 2015. Т. 20. № 5. с. 27-52.
2. Dowling N. E. Mechanical Behavior of Materials. Published by Pearson Education Limited, United Kingdom, 2014. 974 p.
3. Качанов Л.М. Основы теории пластичности. М.: Наука, 1969, 420 с.
4. Соколовский В.В. Теория пластичности. М., Высшая школа, 1969, 607 с.
5. Hill R., The Mathematical theory of plasticity. Oxford, The Clarendon Press, 1950. 356 p.
6. Павилайнен Г.В. Упругопластический изгиб круглой трансверсально-изотропной пластинки. Ж. Вестник ЛГУ №13, 1983, с.70-75.
7. Павилайнен Г.В. Упругопластический изгиб упрочняющихся пластин. Депонент ВИНТИ 06.04.84 № 2099-84.
8. Бэкоффен В. Процессы деформации. М., 1977, 288 с.
9. Юшин Р.Ю. О возможности учета пластической анизотропии при изгибе круглых пластин. // Вестн. С.-Петербур. ун-та., Сер.1. 2010, Вып. 1. - С.134-140.
10. Рыбакина О.Г. Критерий текучести анизотропного материала, обладающего эффектом SD. Исследования по упругости и пластичности. // Вестн. Ленингр. ун-та., 1982, № 14. – С.132-142.
11. Kulawinski D., Nagel K., Henkel S., Hübner P., Fischer H., Kuna M., Biermann Y., Characterization of stress-strain behavior of a cast TRIP steel under different biaxial planar load ratios. // In: Engineering Fracture Mechanics, 2011. Vol. 78, pp. 1684-1695,
12. Павилайнен Г.В., Юшин Р.Ю. Анализ учета упругой трансверсальной изотропии и пластической анизотропии при изгибе круглых пластин. // Вестн. С.-Петербур. ун-та., Сер.1. 2010, Вып. 4. - С.128-137.
13. Бачурихина Т.В., Кушнер А.П., Павилайнен Г.В. Сравнение численных и аналитических методов решения в задаче изгиба пластин из пластически анизотропных материалов. Казань. Казанское математическое общество. Труды Математического центра имени Н.И. Лобачевского, т. 28, 2004, с.38-43.

ПОЛЗУЧЕСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$ В РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ

Соловьева Ю.В.¹⁾, Старенченко В.А.¹⁾, Пилюгин В.П.²⁾, Старенченко С.В.¹⁾

¹⁾ Томский государственный архитектурно-строительный университет,
г. Томск, Россия, j_sol@mail.ru

²⁾ Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,
г. Екатеринбург, Россия, pilyugin@imp.uran.ru

В работе рассматривается ползучесть монокристаллов интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$ в различных условиях нагружения. Характерной особенностью данных сплавов является аномальная температурная зависимость напряжений течения и предела текучести. Наряду с рассмотрением обычной ползучести в условиях постоянной нагрузки, особое внимание в работе уделяется изучению специфических видов ползучести: ползучести при релаксации напряжений и механоактивируемой ползучести в условиях деформации кручением под высоким давлением в наковальнях Бриджмена.

Ползучесть монокристаллов Ni_3Ge ориентации $[0\ 0\ 1]$ изучалась в условиях сжатия при постоянной внешней нагрузке. При такой ориентации деформация осуществляется первичным скольжением по октаэдрическим плоскостям. Получены кривые ползучести при сжатии при различных уровнях внешней нагрузки и температурах выше температуры пика аномалии (рис.1). Анализ зависимостей $\varepsilon(t)$ показывает, что большинство кривых ползучести обнаруживает две обычные стадии. Первая стадия – это первичная стадия ползучести с непрерывно уменьшающейся скоростью ползучести. Вторая – стадия с

установившейся скоростью ползучести или стационарная ползучесть. Третья стадия – стадия ускорения ползучести, связанная с разрушением, не обнаруживалась. Это связывается, скорее всего, с особенностями схемы нагружения, поскольку ползучесть наблюдалась при сжатии, а также, возможно, с недостаточностью времени наблюдения. Исключение составляют кривые ползучести, полученные при высоких температурах ($T > 0,5 T_{пл}$) и напряжениях ($\tau > 0,9 \tau_0$). Стадийность этих кривых отличается от остальных зависимостей, полученных при других условиях. Для каждой стадии ползучести были выявлены некоторые особенности [1-3]. Продолжительность стадии первичной ползучести уменьшается с увеличением температуры испытания. При высоких значениях приложенного напряжения и температуры ($\sigma = 1020$ МПа, $T = 923$ и 973 К) стадия первичной ползучести исчезает. Впервые на монокристаллах сплава Ni_3Ge удалось обнаружить аномальную температурную зависимость скорости ползучести на стадии первичной ползучести. На рис. 1, б хорошо виден «перехлест» кривых ползучести. Величина деформации через 0,5 ч при температуре 873 К составляет 0,009, а при температуре 923 К – 0,004 (рис. 1). Скорость ползучести, измеренная на временном промежутке

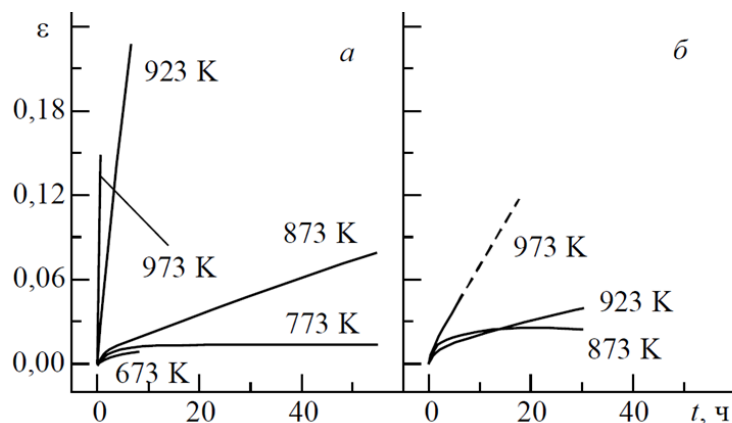


Рис.1. Кривые ползучести монокристаллов сплава Ni_3Ge при различных температурах испытания; ориентация $[001]$; величина напряжения: $\sigma_1 = 1040$ МПа (а), $\sigma_2 = 370$ МПа (б) [1, 2]

установившейся скоростью ползучести или стационарная ползучесть. Третья стадия – стадия ускорения ползучести, связанная с разрушением, не обнаруживалась. Это связывается, скорее всего, с особенностями схемы нагружения, поскольку ползучесть наблюдалась при сжатии, а также, возможно, с недостаточностью времени наблюдения. Исключение составляют кривые ползучести, полученные при высоких температурах ($T > 0,5 T_{пл}$) и напряжениях ($\tau > 0,9 \tau_0$). Стадийность этих кривых отличается от остальных зависимостей, полученных при других условиях. Для каждой стадии ползучести были выявлены некоторые особенности [1-3]. Продолжительность стадии первичной ползучести уменьшается с увеличением температуры испытания. При высоких значениях приложенного напряжения и температуры ($\sigma = 1020$ МПа, $T = 923$ и 973 К) стадия первичной ползучести исчезает. Впервые на монокристаллах сплава Ni_3Ge удалось обнаружить аномальную температурную зависимость скорости ползучести на стадии первичной ползучести. На рис. 1, б хорошо виден «перехлест» кривых ползучести. Величина деформации через 0,5 ч при температуре 873 К составляет 0,009, а при температуре 923 К – 0,004 (рис. 1). Скорость ползучести, измеренная на временном промежутке

от 0 до 2 ч, при температуре 873 К оказывается более высокой, чем при 923 К. Следует заметить, что этот эффект наблюдался при относительно низком приложенном напряжении, составляющем треть от величины предела текучести. На второй стадии – стадии стационарной ползучести – также проявляется аномальное поведение по сравнению с чистыми металлами и неупорядоченными сплавами. При высоком значении скальвающего напряжения (0,9 значения предела текучести) и температуре 773 К наблюдалась аномально низкая ($2 \cdot 10^{-9} \text{ с}^{-1}$) скорость ползучести (рис. 1а). В рассматриваемом случае деформация на второй стадии «истощается», в основном её накопление происходит на стадии первичной ползучести. Аномальным оказывается также и катастрофическое увеличение скорости стационарной ползучести при увеличении температуры от 773 К на 100, 150, 200 К (рис. 1а). При температуре 923 К скорость ползучести сравнима со скоростями активной деформации ($10^{-3} - 10^{-4} \text{ \%}/\text{с}$). Наряду с обычными кривыми ползучести, характерными для разных режимов эксперимента, при $T = 973 \text{ К}$ и $\sigma_1 = 1040 \text{ МПа}$ наблюдается резкое нарастание скорости ползучести – инверсная ползучесть. Необходимо отметить, что этот вид ползучести, наблюдаемый при температурах, превышающих температуру пика аномалии, ранее не фиксировался. В отличие от упоминаемой в литературе, такая ползучесть может быть названа высокотемпературной инверсной ползучестью [1-3]. При реализации инверсной ползучести на поверхности кристалла выявляются полосы суперлокализации пластической деформации.

Ползучесть в процессе релаксации удовлетворяет уравнению логарифмической ползучести в условиях понижающегося напряжения, при которой происходит превращение упругой деформации в пластическую. Была поставлена задача изучения пластического поведения монокристаллов сплава Ni_3Ge в условиях релаксации напряжений в широком диапазоне температур и напряжений. Изучено влияние температуры и напряжения на скорость ползучести при релаксации. С этой целью, кроме стандартного получения из опытов по релаксации активационных объемов, в работе проведен анализ кривых ползучести, скорости деформации в процессе релаксации напряжений [4, 5]. Были получены зависимости скорости деформации от времени – $\dot{\epsilon}(t)$ для разных приложенных напряжений и температур испытания. Для анализа были выбраны кривые релаксации, полученные при разных температурах, но одинаковом значении начального напряжения, от которого началась релаксация. Проведенный анализ показал, что при увеличении температуры от 293К до 573К наблюдается аномальная температурная зависимость скорости ползучести в условиях релаксации напряжений. Для того чтобы выяснить является ли обнаруженная нами аномальная температурная зависимость скорости деформации при релаксации общим свойством интерметаллидов с $L1_2$ структурой, были проведены аналогичные опыты на монокристаллах Ni_3Al , с ориентацией оси деформации [001]. В отличие от Ni_3Ge скорость деформации при комнатной температуре у монокристаллов Ni_3Al ниже, а уменьшение скорости деформации с температурой про-

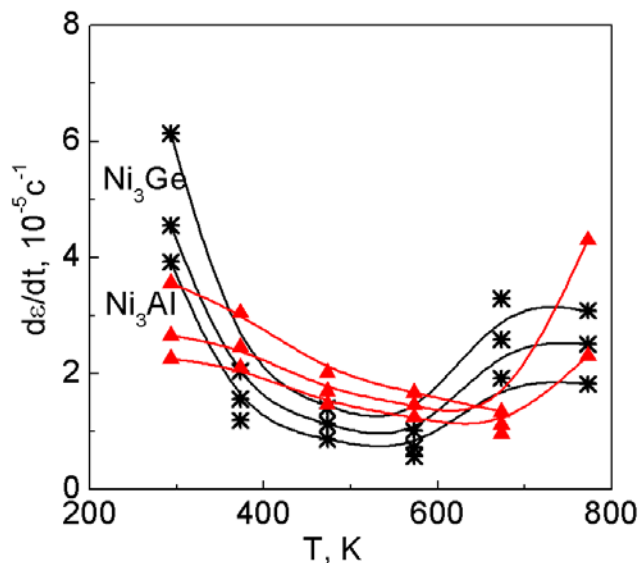


Рис. 2. Температурная зависимость скорости деформации при релаксации напряжений монокристаллов Ni_3Al и Ni_3Ge ориентации [0 0 1] при близких значениях начального приложенного напряжения (Ni_3Al – 240МПа, Ni_3Ge – 300МПа) для первых трёх секунд релаксации

текает на более продолжительном температурном интервале (рис. 2): снижение наблюдается до температуры 673К, переход к нормальной (положительной) температурной зависимости происходит только при $T > 673\text{К}$. Для Ni_3Ge характерно быстрое снижение скорости деформации при повышении от комнатной до 373К. Затем до температуры 573К скорость деформации снижается медленно и имеет значения более низкие, чем у монокристаллов Ni_3Al . Переход к нормальной температурной зависимости для монокристаллов Ni_3Ge происходит при $T > 573\text{К}$. Для обоих сплавов нормальная температурная зависимость скорости деформации начинается с одинаковой гомологической температуры $-0,4T_{\text{пл}}$.

При деформации кручением под высоким давлением в наковальнях Бриджмена наблюдается явление механоактивируемой ползучести. В данной схеме нагружения возникают касательные напряжения по сечениям цилиндра, приводящие к сдвигу в плоскости S (рис.3).

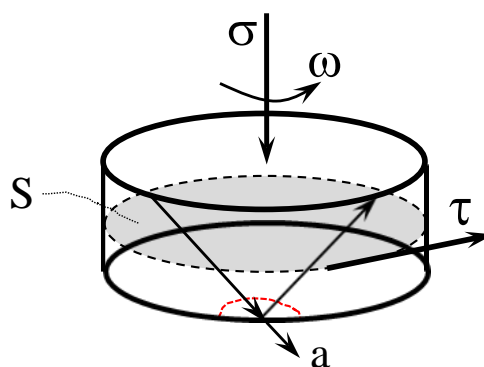


Рис.3. Схема деформации монокристалла в наковальнях Бриджмена

Такое скольжение вызывает дополнительную генерацию точечных дефектов и интенсифицирует процессы субструктурных превращений. Это может повлечь за собой динамический возврат, что приводит к активизации деформации ползучести в направлении нормали к образцу под действием приложенного напряжения σ . Экспериментально это процесс проявляет себя как уменьшение толщины образца по мере увеличения количества оборотов наковален.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (проект №16-03-00182-а) и в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Давление», № АААА-А18-118020190104-3)

Список литературы

1. Соловьева Ю.В., Геттингер М.В., Старенченко С.В., Старенченко В.А. // Изв. вузов. Физика. – 2009. – № 4. – С. 53–59.
2. Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Геттингер М.В., Старенченко В.А. // Изв. вузов. Физика. – 2009. – № 9/2. – С. 98–107.
3. Соловьёва Ю.В., Старенченко С.В., Соловьёв А.Н., Старенченко В.А. // Изв. РАН. Серия физическая. 2016. – Т. 80. – № 6. – С. 729.
4. Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Геттингер М.В., Норкин В.В. Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2003. – Т. 67. – № 6. – С. 806-809.
5. Starenchenko V., Solov'eva Y., Starenchenko S., Solov'ev A. // Advanced Materials Research. – 2014. – Т. 1013. – С. 49-53.

ЭВОЛЮЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Короткевич С.В.¹, Короткевич М.С.²

¹ РУП «Гомельэнерго», г. Гомель, РБ

korotsv@tut.by

² УО БГУИР, г. Минск, РБ,

korotkevichmariya@gmail.com

Изучена кинетика формирования, эволюции и разрушения нано и субмикроструктурных образований на поверхности никеля в условиях неравновесной и равновесной малоамплитудной и многоциклового деформации при трении в присутствии поверхностно-активных веществ, содержащихся в пластичном смазочном материале ЦИАТИМ-201 и Литол-24. Исследовался поликристаллический никель чистотой 99,99 %. Образцы в виде тонких дисков размером $5 \times 0,1 \text{ мм}^2$ перед фрикционными испытаниями электролитически полировали для формирования одинаковой гладкой поверхности 11 класса шероховатости и затем отжигали в вакууме 0,133 мПа при 973 К в течение $\approx 14,4$ кс. Трение поверхности никеля по молибдену проводили на машине трения АЕ-5 по схеме палец (Ni)-диск (Mo) при контактном давлении ≈ 84 кПа и линейной скорости $\approx 0,5$ м/с. Средняя объёмная температура образца не превышала $\approx 40^\circ \text{C}$.

Установлены закономерности и механизмы упрочнения и разрушения нанокристаллических структур размером $\approx 5\text{--}50$ нм с высокоугловой разориентацией границ ячеек $\approx 5\text{--}10^\circ$ при начальном цикле ($\approx 0,9$ кс, рис. 1, область I) упрочнения поверхностного слоя при контактном давлении ≈ 84 кПа, заключающиеся: в образовании дислокаций на поверхности никеля при трении и в облегчённом их выходе на поверхность в присутствии поверхностно и химически-активных веществ; их расщеплении; увеличении локальной кривизны кристаллической структуры, с образованием большой концентрации вакантных узлов в условиях неравновесной деформации и нелинейной динамике структурообразования, когда скорость увеличения напряжений превышает скорость их релаксации. Эти нанокристаллические и субмикроскопические фрагменты структуры обуславливают увеличение предела прочности никеля в ≈ 2 раза, предела выносливости при многоциклового, малоамплитудном и знакопеременном нагружении и снижению характеристик циклической трещиностойкости [1].

Изучена кинетика формирования, эволюции и разрушения субмикроструктурных образований ($\approx 80\text{--}150$ нм) в условиях равновесной деформации (рис. 2, область II) [2]. Увеличение плотности дислокаций с $1 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$ (рис. 1, $t = 0$ кс) до $\approx 5 \cdot 10^{16} \text{ м}^{-2}$ (рис. 1, при $t < 108$ кс). Формирование полос скольжения и микротрещин вдоль этих полос в условиях диффузионного массопереноса атомов поверхностно и химически активных веществ по границам субмикроструктурных структур и вдоль полых дислокационных ядер приводит к снижению предела текучести, хрупкому разрушению, повышению межзёрненного проскальзывания и чешуйчато-лепестковому механизму разрушения с интенсивностью изнашивания, изменяющейся на порядок с $\approx 8 \cdot 10^{-8}$ до $\approx 8 \cdot 10^{-7}$ кг/м [3].

Впервые установлена закономерность формирования наноструктурного уровня деформации в зонах локальной кривизны кристаллической решетки, релаксация которой посредством пластической дисторсии, механизма движения неравновесных точечных дефектов и коалесценции обуславливают формирование развитой субмикропористой диспергированной структуры (рис. 1, область III). Развивающиеся ротационные моды дислокационной деформации обратного знака определяют механизм эволюции следующего микро, мезо и макроуровня масштабной деформации. Взаимодействие масштабных уровней деформации, выражающееся в формировании полос скольжения

и взаимодействии их с элементами микроструктуры с формированием микротрещин, пор их коагуляции за счёт взаимодействия дислокационных полей и создании развитой диспергированной дислокационной структуры, приводит с течением времени фрикционного нагружения, к сдвиговой неустойчивости кристаллической решётки и увеличению кривизны кристаллической структуры, в междоузлиях которой развиваются процессы пластической дилатации с образованием большой концентрации вакантных узлов [4]. Их многоуровневая коалесценция вызывает расщепление дислокаций и формирование ячеистой дислокационной субструктуры.

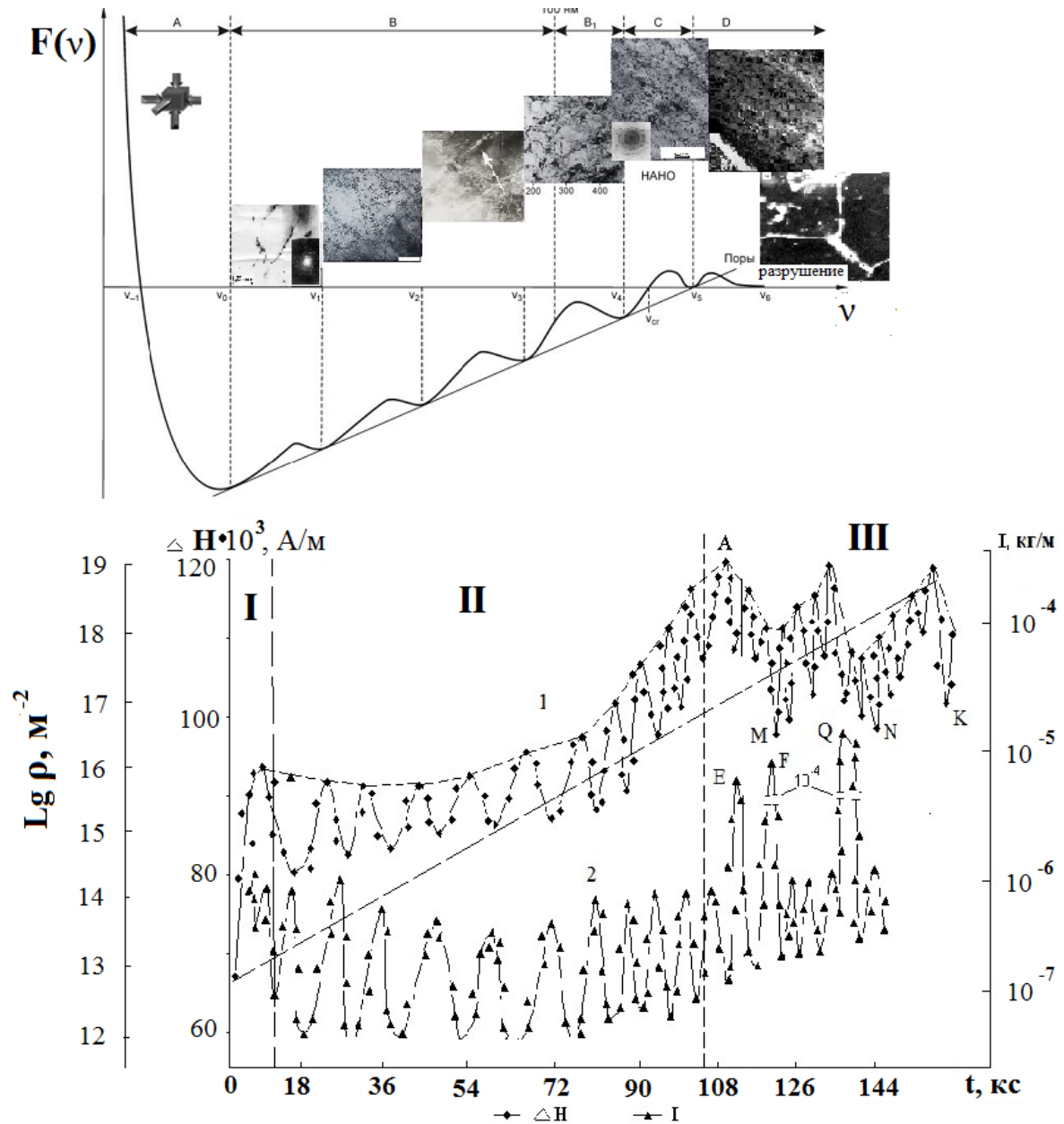


Рис. 1. Зависимость кинетики структурных изменений поверхностного слоя никеля при трении от потенциала Гиббса, уширения линии ферромагнитного резонанса (ΔH) и интенсивности изнашивания (I)

Фрагментация исходной структуры материала обуславливает сильную термодинамическую неравновесность поверхностного слоя материала при контактом взаимодействии. При достижении напряжений $\approx 1 \cdot 10^{11}$ Па кристаллическая решётка никеля теряет устойчивость на сдвиг $\approx 0,77 \cdot 10^{11}$ Па. Величина напряжений определялась по

кривизне и кручению экстинкционных контуров. Формируется аморфный слой, обладающий уникальными физико-механическими свойствами (рис. 1, т. А при $t = 108$ кс). При сверхпластичности аморфного слоя имеет место осциллирующая кинетика его упрочнения и разрушения при трении. Коалесценция нано и субмикропор в микропоры приводит к локализованному во времени вязкому разрушению поверхностного слоя материала. Имеет место локализованный во времени селективный механизм разрушения поверхностного слоя, фундаментальная роль в котором определяется многоуровневой кривизной кристаллической структуры поверхностного слоя [4].

Разработаны положения кинетики физико-химических, механических и триботехнических свойств поверхности раздела металлов при контактном взаимодействии, а именно: каждому устойчивому состоянию поверхности раздела металлов будет соответствовать своя структура с определённым значением свободной энергии и соответственно с видами её перераспределения между элементами границ и внутри структурного образования; система стремится занять положение или сформировать такую структуру поверхности раздела, которой соответствует минимальный термодинамический потенциал Гиббса (рис. 1); если действие нагрузочно-скоростных параметров или внешнего воздействия превышает некоторую критическую величину, поступившей в систему энергии, то она переходит в новое структурное состояние с минимальным производством энтропии и характеризующееся более низким по модулю значением свободной энергии (рис. 1); система стремится перейти в новое структурное состояние в соответствии со скейлингом локальной кривизны кристаллической решётки на всех структурно-масштабных уровнях пластической деформации и разрушения поверхности металлов. Ведущим в иерархической самоорганизации многоуровневых процессов является наномасштабный уровень, где в зонах локальной кривизны кристаллической решетки возникают межзельные бифуркационные структурные состояния, в которых развиваются пластическая дисторсия и механизмы движения неравновесных точечных дефектов, определяющие нелинейную динамику структурообразования и процесса разрушения поверхностных слоев; на основании анализа основных положений нелинейной механики и неравновесной термодинамики предложен принцип наименьшего действия для анализа кинетики структурообразования и поиска инвариантов при создании, эволюции и разрушении наноструктурных материалов при различных внешних воздействиях и определении кинетических закономерностей, и их физико-химических и механических свойств, что имеет научное и практическое значение.

Список литературы

1. Пинчук, В.Г. Эволюция субмикро и наноструктуры в поверхностном слое никеля при фрикционном нагружении / В. Г. Пинчук, С.В. Короткевич, Д.Н. Гаркунов // Материаловедение. – 2013. – № 6. – С. 39–44.
2. Пинчук, В.Г. Кинетика упрочнения и разрушения поверхности металлов при трении / В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич // LAP Lambert Academic Publishing. – Saarbrücken : LAP, 2014. – 180 с.
3. Пинчук, В.Г. Взаимосвязь микроструктурных критериев разрушения поверхности металлов и физико-химических свойств среды при трении / В.Г. Пинчук, С.В. Короткевич, Е.А. Ковалёв // Материаловедение. – 2016. – № 12. – С. 11–18.
4. Мультискейлинг локальной кривизны кристаллической решетки на поверхностях трения металлических материалов как основа механизма их изнашивания / В.Е. Панин [и др.] // Физическая мезомеханика. – 2017. – Т. 20, № 1. – С. 72–81.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ:

$\text{Ni}_{55}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}$ и $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$

Непочатых Ю.И.^{1*}, Вьюненко Ю.Н.², Белоусов Н.Н.¹, Бурховецкий В.В.¹,
Метлов Л.С.^{1,3}, Чернявская Е.В.¹

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина, Донецк, Украина

²ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД", Санкт-Петербург, РФ

³Донецкий национальный университет, Донецк, Украина

* neroyu@gmail.com

Исследуемые образцы кристаллов выращены по методу Чохральского из слитков с составом $\text{Ni}_{55}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}$ и $\text{Ni}_{49}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}\text{Co}_6$ (ат. %), погрешность состава меньше одного процента. Из них электроэрозионным способом нарезаны диски (диаметр 4 ÷ 11 мм).

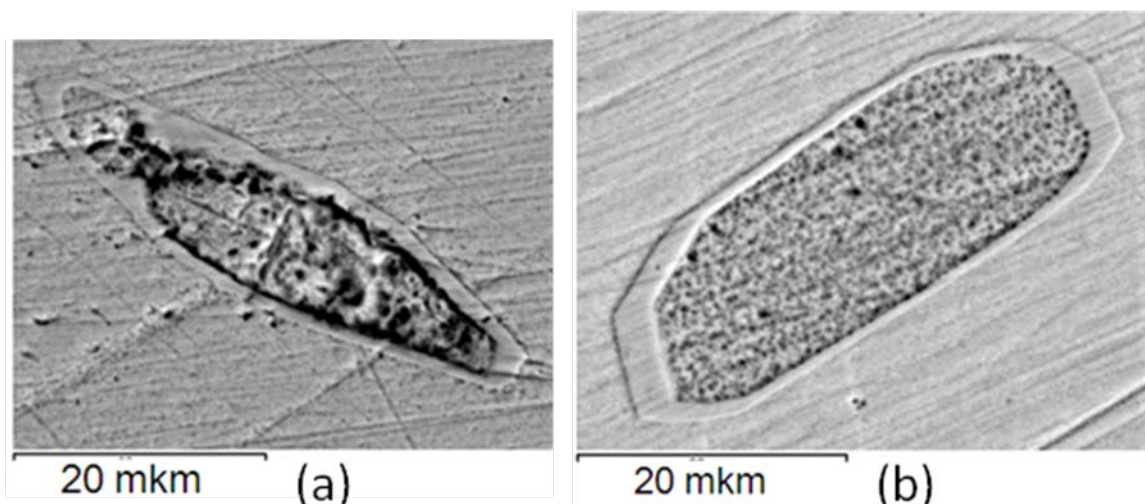


Рис. 1. РЭМ изображение шлифов исходного образца (а) и после деформации давлением $\sigma=61,2\text{Мпа}$ и последующего отжига $500\text{ }^\circ\text{C}$ 1 час (b)

Состав элементов в различных точках по плоскости шлифа кристаллов $\text{Ni}_{55}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{24}$ стабилен, кроме протяженных областей (фаз) иного вида (см. рис. 1), в которых обнаруживается существенное отличие элементного состава от основного объема образца и его большая неоднородность.

Известно, что ферромагнитные сплавы NiFeGa испытывают мартенситные превращения (МП) при изменении температуры, приложении нагрузки и под воздействием магнитного поля [1,2]. Зависимости магнитной восприимчивости и магнитного момента от температуры позволяют контролировать важные параметры ферромагнетика с памятью формы: точку Кюри ($278\text{ }^\circ\text{C}$ на рис.2), границы мартенситного перехода ($10\div 50\text{ }^\circ\text{C}$), а также скачкообразные превращения на его температурном интервале. Измерения на образцах $\text{Ni}_{55}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{27}$ показали, что одноосная деформация при $17\text{ }^\circ\text{C}$ в области начала перехода мартенсита в аустенит расширяет интервал этого перехода и смещает его в область более высоких температур. В процессе последующего отжига имеет место возврат к прежним значениям по этим параметрам. С увеличением накопленной деформации твердость растет, имеет максимум, а затем существенно снижается (рис. 3а), а коэрцитивная сила все время растет (рис. 3б).

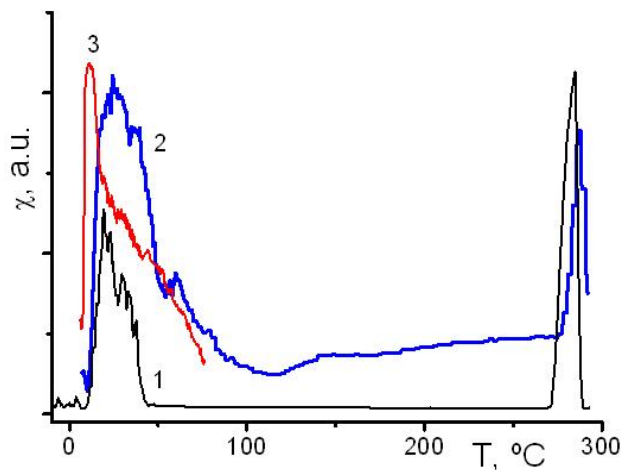


Рис. 2. Зависимости магнитной восприимчивости $\text{Ni}_{55}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{24}$ от температуры исходного образца (1), после деформирующего напряжения 30,8 МПа (2) и последующего отжига (3).

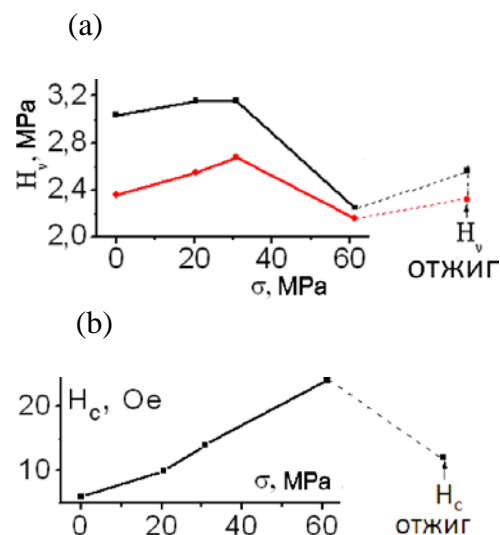


Рис. 3. Микротвердость (a) в двух фазах $\text{Ni}_{55}\text{Fe}_{18}\text{Ga}_{24}$ и его коэрцитивная сила (b) в зависимости от величины деформирующего напряжения и после отжига (500 °С, 1 час)

Такой характер поведения можно связать с формированием и перестройкой структурных мартенситных доменов. Поскольку деформация смещает температуры начала и конца перехода мартенсита в аустенит вправо по шкале, то после деформации температура 17 °С попадает в область с большей долей мартенситного состояния (вытеснение аустенитной фазы), с чем связан рост микротвердости сплава на начальном этапе деформирования. Дальнейшая деформация поляризует структурные мартенситные домены, выделяя домены коллинеарные действующим напряжениям, что приводит к падению значений микротвердости (рис. 3а).

Наиболее характерная особенность представленных на рис. 2 кривых: на зависимостях $\chi(T)$ наблюдаются большие частые нерегулярные скачки ее величины в интервале МП. Они занимают весь температурный диапазон этого многоступенчатого фазового перехода. Магнитная восприимчивость реагирует на структурные изменения вследствие магнитно–структурной связи. Чувствительность метода измерения такова, что при записи кривой восприимчивости в диапазоне МП на ней наблюдаются многочисленные флуктуации, которые нельзя отождествить с чисто тепловыми флуктуациями, поскольку последние должны иметь значительно меньшую амплитуду и более высокую частоту. Нельзя их отнести и на счет приборных шумов и погрешностей, так как записи измерений вне интервала МП фиксируют шум иного характерного вида и многократно меньшего уровня.

Эти флуктуации можно связать со спонтанными переходами между двумя или более минимумами термодинамического потенциала, сближающимися в точке фазового перехода или на интервале лабильности [3, 4]. Некоторым доказательством может служить наличие таких флуктуаций восприимчивости на временной протяжке при постоянной температуре, лежащей на интервале мартенситного перехода.

1. K. Oikawa, T. Ota, T. Ohmori, et al. Appl. Phys. Lett., V. 81, No. 27 (2002), P. 5201.
2. Е.Е. Тимофеева, Е.Ю. Панченко, Ю.И. Чумляков, А.И. Тагильцев. Изв. ВУЗов, Физика, Т. 57, № 9 (2014), С. 105.
3. L.S. Metlov, e-print arXiv: cond-mat/1309.6791.
4. L.S. Metlov, e-print arXiv: cond-mat/1505.03727

ОСОБЕННОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В КОВАНОМ НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Андреев В.А.¹, Вьюненко Ю.Н.², Черняева Е.В.³

¹ПЦ МАТЭК-СПФ, Москва

²ООО «Оптмикст Лтд», Санкт-Петербург

³Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург
lena@smel.math.spbu.ru

Исследована акустическая эмиссия (АЭ) в процессе взаимодействия твердосплавного конического индентора со сплавом TiNi. Образцы никелида титана представляли собой диски диаметром 10 и толщиной 2 мм, вырезанные электроэрозионным способом из кованых прутков. Прутки вначале подвергали горячей ковке при температуре 850–900 °С до достижения диаметра 12 мм. Затем тепловой ковкой при 350–450 °С диаметр прутка доводили до 10 мм. Параметры АЭ изучали при уколах индентором в различные точки сечения прутка. Измеряли количество акустических сигналов, определяли их кривые спектральной плотности мощности, энергию и медианную частоту. Уровень силового воздействия индентора на материал составлял 980 Н.

Был зафиксирован значительный разброс в результатах измерения амплитуды сигналов АЭ. Количество сигналов, регистрируемых в процессе индентирования, варьировалось от 123 до 222 импульсов. При этом 66% сигналов, независимо от расположения точки индентирования, имели сходную спектральную плотность (рис.1).

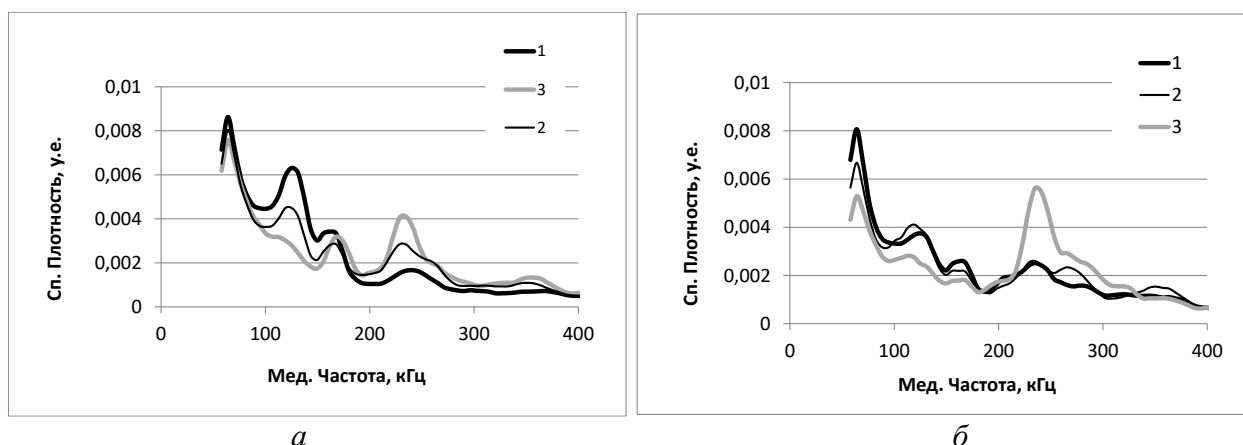


Рис.1. Спектральные портреты АЭ при индентировании центрального (1), приповерхностного (3) и среднего (2) слоя образца из никелида титана в исходном (а) состоянии и после отжига при 400°С (б)

Была отмечена разница параметров АЭ в зависимости от места укола. В приповерхностном слое (кривые 3) наблюдалось смещение спектра в область высоких частот, что, очевидно, связано с деформирующим воздействиемковки при изготовлении прутков. Выдержка образца при 400 °С в течение 30 минут еще сильнее увеличивает долю высокочастотной составляющей спектров (понижаются значения спектральной плотности в области до 200 кГц и увеличивается величина пика вблизи 235 кГц) во всех зонах индентирования. Указанное температурное воздействие на исследуемый образец привело также к понижению энергии сигналов в 1,5–2 раза.

Полученные результаты показывают принципиальную возможность использования метода АЭ в оценке физико-механических свойств материалов, получаемых в результате различных режимов термомеханической обработки. Однако для окончательных выводов необходимы дополнительные исследования.

ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Сундеев Р.В.^{1,2}, Шалимова А.В.¹, Глезер А.М.¹, Менушенков А.П.⁴,
Чернышова О.В.⁴, Умнова Н.В.⁵, Акинин Н.Ф.²

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

² Московский технологический университет (МИРЭА), Москва, Россия

⁴ НИЯУ МИФИ, Москва, Россия

⁵ ИМЕТ РАН им. А.А. Байкова, Москва, Россия

sundeev55@yandex.ru

Известно, при больших пластических деформациях в камере Бриджмена (кручение под высоким давлением - КВД) в аморфных сплавах возможно образование нанокристаллической структуры. Для проверки имеющегося в литературе предположения о том, что причиной деформационной кристаллизации аморфных сплавов является локальный адиабатический разогрев в полосах сдвига был поставлен специальный эксперимент. Аморфные сплавы $Fe_{50}Ni_{33}B_{17}$, $Fe_{54}Ni_{29}B_{17}$, $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$, $Fe_{72}Cr_{10}B_{18}$, $Fe_{48}Co_{19}Cr_{15}B_{18}$, $Co_{68}Fe_5Cr_4Si_{11}B_{12}$, $Fe_{75}Si_8B_{17}$, $Fe_{65}Cr_{15}Zr_2B_{16}C_2$ близкие по химической природе, но имеющие различные значения температуры кристаллизации ($T_{кр}$), деформировали методом КВД в одинаковых условиях ($n = 1$, $P = 4$ ГПа, $T = 293$ К). Экспериментально обнаружено, что, чем ниже значение температуры кристаллизации аморфного сплава, тем больше значение объемной доли кристаллической фазы наблюдается после КВД при одинаковых условиях деформации. На основании проведенных оценок сделано предположение о том, что эффект деформационной кристаллизации в аморфных сплавах на основе железа в ходе КВД при $T = 293$ К обусловлен как адиабатическим выделением тепла и соответствующим повышением температуры в деформационных, сильно локализованных полосах сдвига, так и заметным увеличением концентрации областей избыточного свободного объема в этих полосах.

В условиях КВД при криогенных температурах аморфных сплавов системы Fe-Ni-B при тех же самых величинах деформации заметного изменения структуры не выявлено ни рентгеновскими, ни электронно-микроскопическими методами исследования. Тем не менее, фиксируется изменение величины теплового эффекта, возможно связанного с более тонкими структурными изменениями в сплавах, чем ранее наблюдаемые. В связи с этим проведено изучение атомной структуры сплавов методом EXAFS в синхротронном излучении. Анализ результатов исследования для двух состояний сплава $Fe_{58}Ni_{25}B_{17}$ показал, что имеется отличие локальной структуры вокруг атомов железа, тогда локальное окружение атомов никеля практически одинаково - исходного и деформированного при 77 К. Средняя локальная структура вокруг атомов железа становится более упорядоченной - увеличивается количество атомов железа и бора в ближайшем окружении атомов железа по сравнению с исходным образцом. Предполагается, что деформированный при 77 К материал переходит в более устойчивое состояние метастабильного равновесия, чем исходный, полученный методом ЗЖС.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 16-02-00144.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ СШИТЫХ ЭЛАСТОМЕРОВ РАЗЛИЧНОЙ ФАЗОВОЙ СТРУКТУРЫ

Сеничев В. Ю., Макарова М. А., Слободинюк А.И.

*«Институт Технической химии Уральского отделения Российской академии наук» - филиал государственного бюджетного учреждения науки Пермского Федерального центра Уральского отделения Российской академии наук,
Пермь, Россия
senichev85@yandex.ru*

Деформационное поведение сшитых эластомеров характеризуется как видом графика зависимости напряжение-деформация, так и численными параметрами, которые можно получить при анализе такой зависимости. И если для испытаний, проводимых в равновесных условиях, получаемые зависимости могут быть проанализированы и описаны в рамках теории высокоэластичности [1], то для зависимостей, полученных в неравновесных условиях, накладывается необходимость учитывать также и скоростную зависимость механического отклика полимеров. В работе [2] предложены основы подхода, позволяющего описывать деформационное поведение сшитых эластомеров аморфного типа в условиях постоянной скорости растяжения. Согласно данному подходу зависимость напряжения от деформации эластомеров может быть описано с помощью следующего выражения:

$$\sigma = \int_1^{\lambda} W \sum_{i=2}^n E_i e^{\frac{1-\lambda}{\tau_i}} d\lambda + \sigma_1,$$

где σ – напряжение, W – функция трансформации, λ – степень деформации, v – скорость растяжения, E_i, τ_i – релаксационные параметры, имеющие размерность напряжения и времени соответственно, σ_1 -вклад в напряжение нерелаксирующих связей, рассчитываемый по выражениям, отражающих деформирование эластомеров в равновесных условиях. Функция W , отражающая изменение эластических свойств полимерных цепей по мере их деформирования, может быть рассчитана с помощью аналитического или численного дифференцирования зависимости напряжения от степени деформации при равновесном растяжении [1].

В рамках исследования деформационного поведения шести серий сшитых эластомеров полиэфируретанового и полиэфируретанмочевинного типа в широком диапазоне скоростей растяжения были получены многочисленные зависимости типа $\sigma = f(\lambda)$, доказавшие адекватность применяемого подхода к аморфным и сегментированным эластомерам с содержанием жесткой фазы до 30%.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 17-03-00119 «Обобщенный подход, позволяющий описывать деформационное поведение эластомеров в широком диапазоне скоростей нагружения»).

Список литературы

1. Tereshatov V.V., Senichev V.Yu. J. Macromol.Sci. 2014. 53:575-587.
2. Senichev V.Yu., Strelnikov V.N., Tereshatov V.V., Makarova M.A. J. Macromol. Sci. 2018. [doi.:10.1080/00222348.2018.1439229](https://doi.org/10.1080/00222348.2018.1439229).

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СТАЛИ

Мишетьян А.Р.¹, Шабалов И.П.¹, Коростелев А.Б.²,
Филиппов В.Г.², Чевская О.Н.¹

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

² НИКИЭТ им. И.А. Доллежала, Москва, Россия,
iqs12@yandex.ru, mishetyan@bk.ru

Для повышения производительности магистральных трубопроводов необходимо увеличение давления и, следовательно, использование трубных сталей более высокого класса прочности во избежание увеличения металлоемкости (толщины стенки трубы) и при сохранении или даже повышении запаса вязкости стали, поскольку рост давления неизбежно приведет к опасности возникновения повышенных напряжений в стенке трубы, способных вызвать разрушение трубопровода.

Повышение прочности и запаса вязкости стали, может производиться как за счет изменения химического состава (снижение содержания углерода, модифицирование, микролегирование, ингибирование, легирование), так и путем применения современных металлургических технологий (выплавки, прокатки и термической обработки), обеспечивающих повышение качества металла (снижение содержания вредных примесей, газов, неметаллических включений, измельчение структуры, регулирование фазового состава).

Совершенствование современных высокопрочных трубных сталей связано с переходом от феррито-перлитных к малоперлитным и, наконец, бесперлитным сталям, в которых хрупкая перлитная составляющая структуры уступает место сдвиговым продуктам превращения аустенита, в основном, малоуглеродистому бейниту [1]. Сочетание ферритной и низкоуглеродистой бейнитной составляющих в структуре стали обеспечивает повышенную прочность и вязкость благодаря дисперсной, мягкой ферритной структуре и прочной, но более пластичной, чем перлит, бейнитной структуре.

Поэтому создание трубных марок сталей особо высоких категорий прочности от Х70-Х80 к Х100-Х120 сопровождается увеличением объемной доли бейнитной составляющей в структуре стали, получаемой благодаря подбору легирующих элементов и режимов термомеханической обработки, обеспечивающих подавление нормального превращения аустенита.

Известно, что наиболее дисперсной из сдвиговых структур является мартенсит. Поэтому понятен интерес исследователей к низкоуглеродистым сталям с мартенситной структурой, в которых возможна реализация сочетания высоких прочности и вязкости [2]. Преимущество низкоуглеродистых мартенситных сталей состоит еще в том, что в зависимости от степени легирования при заданной толщине проката они могут закаливаться при малых скоростях охлаждения (на воздухе). Это обстоятельство приобретает особую важность при использовании таких сталей для штамповых соединительных деталей магистральных трубопроводов и других изделий сложной формы, поскольку высокие прочностные свойства, приобретенные в ходе термомеханической обработки листового проката из трубных марок сталей, теряются в результате последующего нагрева листа под горячую штамповку при изготовлении фитингов.

В настоящей работе представлены результаты исследований механических свойств и хладостойкости сталей для труб и сварных конструкций разных категорий прочности с различным типом структуры: феррито-перлитной, бейнитной и структурой низкоуглеродистого мартенсита.

Проведено исследование механических свойств листового проката различных категорий прочности. В таблице 1 представлены механические свойства.

Таблица 1. Механические свойства исследуемых сталей

Класс прочности	σ_B	$\sigma_T(\sigma_{0,2})$	$\sigma_{0,2}/\sigma_B$	δ
	Н/мм ²		-	%
X70	614	531	0,86	22
X80	722	619	0,86	21

Анализ результатов испытаний образцов металла листового проката показал, что механические свойства листового проката отвечают предъявляемым требованиям к листовому прокату соответствующих категорий прочности по уровню прочности, пластичности

Параметры сопротивления разрушению и хладостойкости феррито-перлитной и бейнитной сталей

Сравнение температурной зависимости ударной вязкости на образцах KCV и КСТ позволяет вычлнить долю работы зарождения и долю работы распространения трещины при ударе в общей удельной энергии разрушения в зависимости от температуры испытания образцов.

Образцы обладают неодинаковым уровнем энергоемкости. Основную долю в энергии разрушения составляет работа зарождения трещины, что наиболее ярко выражено в стали X70.

Сравнение видов температурных зависимостей ударной вязкости, полученных на образцах KCV и КСТ, показало, что металл X80 характеризуется более высоким уровнем энергоемкости - общая работа разрушения составляет 200-380 Дж/см² и имеет более высокую работу распространения трещины металл X80 (150-300 Дж/см²) по сравнению с металлом категории прочности X70, особенно это проявляется при понижении температуры испытаний.

Исследование температурной зависимости доли вязкой составляющей образцов с острым надрезом не выявило значительной разницы в сопротивлении разрушению металла исследуемых сталей, что связано с практически полностью вязким характером разрушения, сохраняемым вплоть до температуры испытаний -80°C.

При сравнении порога хладноломкости, определенного по испытаниям образцов KCV и КСТ, отмечается существенное повышение порога для образцов с трещиной (сдвиг на 30 - 40°C) в обеих исследуемых сталях.

Хладостойкость сверхнизкоуглеродистой мартенситной стали

Исследовали сталь типа 05X2Г2Ф после контролируемой прокатки и отпуска при температурах 600 и 650 °С.

Низколегированные мартенситные стали характеризуются высокой прочностью и ударной вязкостью, способностью закаливаться при охлаждении на воздухе, что уменьшает опасность коробления при термической обработке и позволяет получать

требуемый уровень свойств при изготовлении изделий из них горячей прокаткой или ковкой [2]. Однако для повышения надежности изделий из низкоуглеродистых мартенситных сталей, особенно при эксплуатации в условиях низких климатических температур, необходимо повышение запаса вязкости и хладостойкости, что может быть обеспечено уменьшением содержания углерода и применением высокотемпературного отпуска.

В результате высокого отпуска уровень прочностных свойств остается достаточно высоким: после отпуска при 600°C средние значения, H/mm^2 , $\sigma_b = 1100$, $\sigma_T = 1045$, после отпуска 650°C, соответственно, 1040 и 950, $\delta = 16,5$ %. Таким образом, прочностным характеристикам и пластичности опытный прокат как в исходном состоянии, так и после отпуска при 600 и 650°C превосходит требования к низколегированным трубным сталям класса прочности X100 и X120.

Сопротивление разрушению проката из опытного металла оценивали на образцах после КП и дополнительного отпуска при 650°C. Испытания на ударный изгиб в интервале от +20 до -60°C проводили на образцах с острым надрезом KCV и с нанесенной усталостной трещиной KCT, при этом определяли ударную вязкость и характер разрушения образцов (долю вязкой составляющей в изломе).

Из сравнения ударной вязкости образцов с надрезом и с трещиной следует, что работа зарождения трещины при -20°C приблизительно равна работе распространения трещины. В этом существенное отличие сталей со структурой низкоуглеродистого мартенсита от хорошо известных менее прочных низколегированных феррито-бейнитных и бейнитных трубных сталей, высокие значения ударной вязкости которых связаны, в основном, с высокими значениями работы зарождения трещины. По величине работы распространения трещины исследуемые стали сопоставимы с низколегированными феррито-бейнитными сталями класса прочности выше X80. Хладостойкость опытных плавок оценивали по температуре вязко-хрупкого перехода T_{50} . Температура перехода в хрупкое состояние металла всех исследуемых плавок в состоянии КП – в интервале от -10 до -40°C – определена по виду излома образцов с надрезом и с трещиной.

Отсутствие отличия в пороговой температуре, определенной на образцах с трещиной, может свидетельствовать, что при понижении температуры испытаний темп снижения работы зарождения существенно выше, и поэтому вклад в сопротивление разрушению работы зарождения трещины уменьшается, а работы распространения трещины – увеличивается.

Анализ результатов серийных испытаний ударной вязкости KCV в интервале температур от +20 до -60° показал, что отпуск после КП приводит к повышению ударной вязкости: в исходном состоянии КП ударная вязкость при -20°C в зависимости от состава и режима горячей деформации 60-100 Дж/см², после отпуска при 650°C 100-160 Дж/см². Исследование влияния температуры отпуска после КП на интервал температуры вязко-хрупкого T_{50} перехода исследуемой стали показало, что отпуск после КП повышает хладостойкость СНМС. После отпуска при 600°C температура T_{50} понизилась, в среднем, на 20°C, а при 650°C – еще на 30°C. Таким образом, отпуск при 600-650°C улучшает хладостойкость опытной стали при сохранении высоких показателей прочности.

Список литературы

1. Шабалов И.П., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И. Стали для труб и строительных конструкций с повышенными эксплуатационными свойствами// – М.:, Металлургиздат. 2003. 520 с.
2. Клейнер Л.М., Шацов А.А. Конструкционные высокопрочные низкоуглеродистые стали мартенситного класса. Пермь: ПГТУ. 2008. с.302.

ВОЗДЕЙСТВИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ НА МЕТАЛЛ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ И ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ

Ильичев М.В.², Ливанова Н.О.¹, Тюфтяев А.С.², Филиппов Г.А.¹,
Юсупов Д.И.²

¹ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, г. Москва, Россия

²ОИВТ РАН, г. Москва, Россия

iqs12@yandex.ru

Известно применение плазменных технологий для повышения уровня функциональных свойств металлоизделий [1-3]. Плазменная обработка может применяться как для воздействия на металл в жидком состоянии, например для регулирования температурно-скоростных режимов выплавки и разливки, так и в твердом состоянии для поверхностного упрочнения, локальных мест металлоизделий, наиболее подверженных эксплуатационным нагрузкам.

Одной из проблем при разливке стали является поддержание требуемой температуры в промежуточном ковше, что предопределяет необходимость выпуска из конвертора стали с повышенной температурой из-за остывания ее на различных звеньях технологического процесса производства от кислородного конвертера до промежуточного ковша. Излишний перегрев стали над температурой ликвидус ведет к развитию таких дефектов, как столбчатая структура слитка, центральная пористость и осевая ликвация, а также повышенная трещиноватость, что в свою очередь негативно влияет на выход годного металла.

Одним из наиболее эффективных методов снижения температуры разливаемой стали и ее стабилизации в процессе разливки на уровне 5-10 °С над ликвидусом является применение плазменного подогрева стали в промежуточном ковше.

Опытно-промышленные испытания плазменного подогрева стали 20 в промковше подтвердили эффективность данной технологии для подогрева и стабилизации температуры разливаемой стали. Разлита серия опытных плавок с различным уровнем перегрева стали над ликвидусом – от 11 до 30 °С.

Исследованиями установлено положительное влияние уменьшения температуры перегрева стали при разливке на ее макроструктуру, удельную суммарную длину трещин и равномерность распределения сульфидных включений. Снижение степени перегрева стали при разливке повышает средний уровень показателей пластичности на 13-15 % и ударной вязкости на 40-50%, а также приводит к уменьшению разброса этих величин как по ширине, так и по высоте сляба: относительного сужения – на 37%, относительного удлинения – на 33%, ударной вязкости – на 98% (рис. 1).

Исследования стали после прокатки показали, что при снижении перегрева разливаемой стали, величина которого регулировалась плазменным подогревом в промковше, происходит: повышение пластичности, снижение разброса показателей пластичности по сечению листа.

Испытания на статический изгиб стали после прокатки показали, что при снижении перегрева с применением разработанной технологии происходит: некоторое повышение вязкостных свойств, снижение разброса по сечению вязкостных характеристик.

Таким образом, исследования стали, полученной с применением плазменного подогрева в промковше, показали, что снижение перегрева над температурой ликвидус стали при разливке приводит к повышению качества непрерывнолитой заготовки: уменьшается центральная химическая и структурная неоднородность металла, более равномерно распределяются неметаллические включения, уменьшается количество трещин, выравниваются механические свойства по сечению слитка, существенно по-

вышается пластичность, происходит сужение зоны столбчатых кристаллов и увеличивается зона равноосных кристаллов, повышается дисперсность микроструктуры.

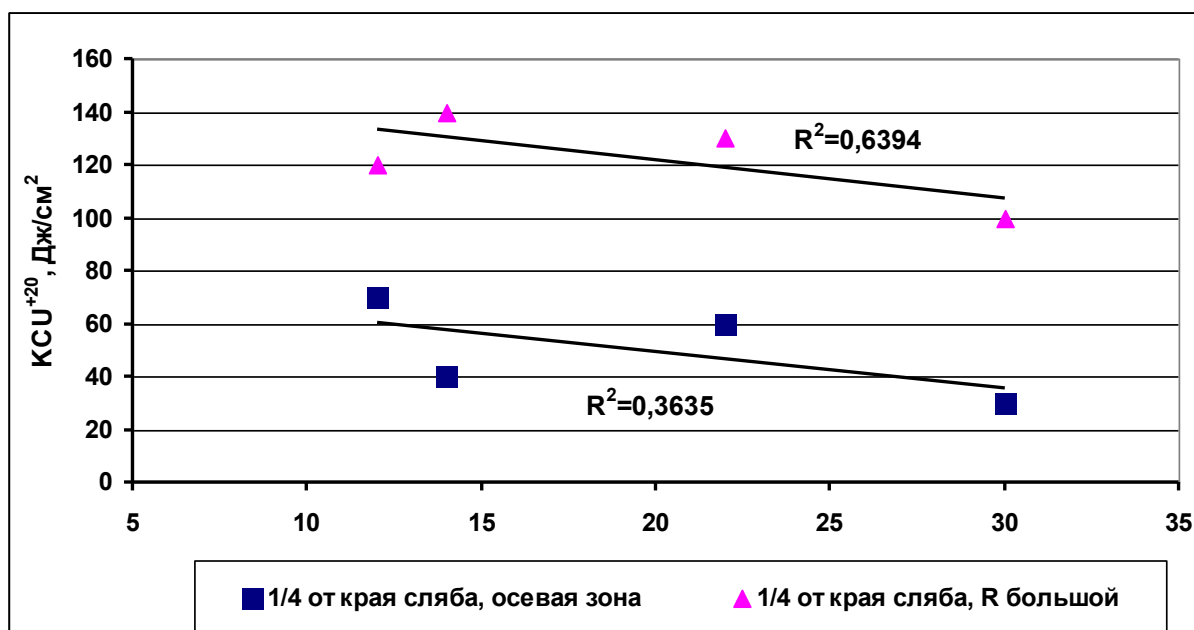


Рис. 1. Зависимость ударной вязкости стали от температуры перегрева при разливке на ¼ ширины от края сляба в осевой зоне и вблизи большого радиуса

Хорошо известны способы плазменного упрочнения и восстановления элементов металлургического оборудования:

1. Методы локального поверхностного упрочнения зон, наиболее подверженных износу (ролики рольгангов и валки прокатных станов и правильных машин, крановые и вагонные колеса и др.).

Данный метод позволяет увеличить эксплуатационный ресурс в 1,5-2,0 раза.

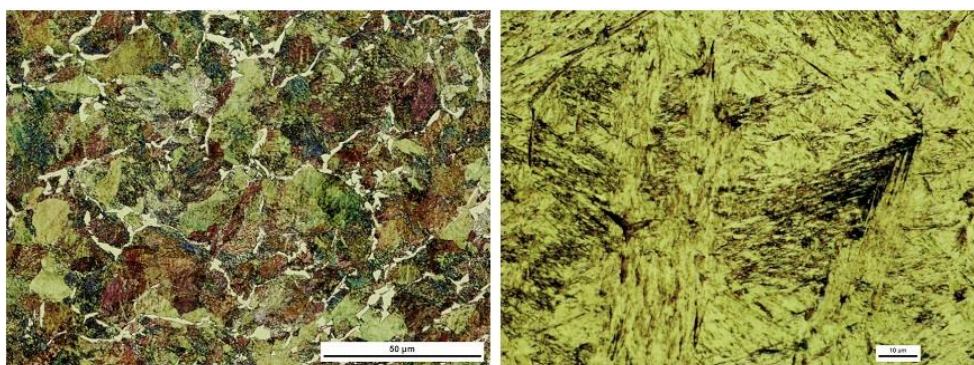
2. Технология плазменной наплавки износостойких порошковых материалов (направляющие ролики и ролики рольгангов прокатных станов, стенки медных кристаллизаторов МНЛЗ, прессовое оборудование и др.).

Исследовали влияния плазменной обработки на структурное состояние высокоуглеродистой колесной стали после длительной эксплуатации.

Установить, что на рабочей поверхности колесной стали перед упрочнением наблюдались типичные контактно-усталостные дефекты и выщербины.

Было проведено комплексное металлографическое исследование образцов с плазменным поверхностным упрочнением, которое показало что в микроструктуре образцов были выявлены следующие зоны: слой отпущенного мартенсита; переходный слой с неоднородной структурой, включающий «бесструктурный» мартенсит и участки троостомартенсита и троостита; зона сорбита отпуска с прослойками феррита по границам зерен с переходом к структуре основного металла (рис. 2).

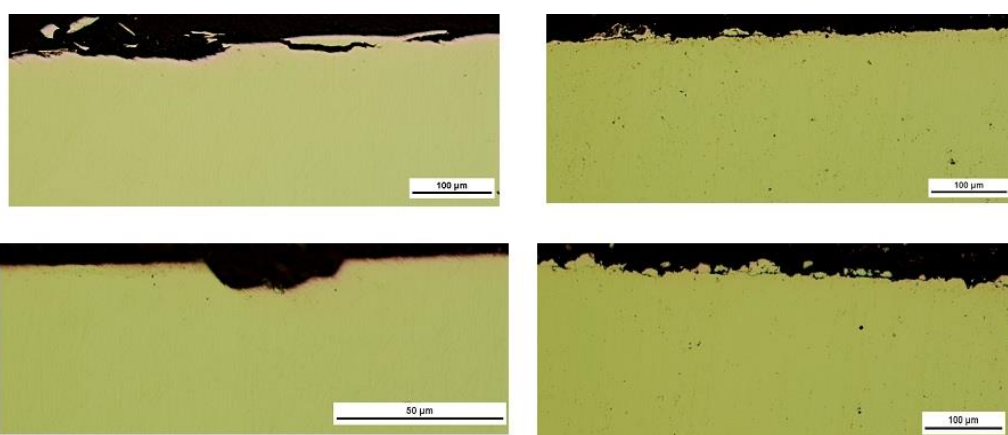
Плазменное упрочнение колесной стали без обточки до полного устранения поверхностных дефектов приводит к следующему: исчезает область наклепа, а количество мелких дефектов типа трещин и выщербин уменьшается, что возможно является следствием их «залечивания» в результате воздействия плазменной струи на поверхность металла, но грубые окисленные трещины, возникшие в ходе эксплуатации, остаются без наблюдаемых изменений (рис. 3).



После эксплуатации
Перлит + феррит

Плазменное упрочнение
после эксплуатации
Мартенсит

Рис. 2. Изменение структурного состояния колесной стали после длительной эксплуатации низкотемпературной плазмой



После эксплуатации

Плазменное упрочнение
после эксплуатации

Рис. 3. Эффект «залечивания» поверхностных контактно-усталостных дефектов

Проведенные рентгеноструктурные исследования образцов по глубине от поверхности катания подтвердили протекание процесса релаксации остаточных напряжений в результате плазменной обработки.

Таким образом, плазменное упрочнение колесной стали позволяет снизить количество мелких дефектов и продлить эксплуатационный ресурс изделия.

Список литературы

1. Исследования макроструктуры и механических свойств стали, разлитой с применением плазменного подогрева в промежуточном ковше МНЛЗ / Э.Х. Исакаев, А.С. Тюфтяев, Г.А. Филиппов, Д.И. Юсупов // *Металлург.* – 2013. – №5. – С. 69-74.
2. Влияние перегрева при непрерывной разливке на структуру и свойства стали / Э.Х. Исакаев, А.С. Тюфтяев, Г.А. Филиппов, Д.И. Юсупов и др. // *«Сталь».* – 2014. №9. – С. 24-37.
3. Ильичев М.В., Ливанова О.В., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. Влияние технологических параметров плазменной обработки на формирование структуры и свойств стали типа 60Г // *Металлург.* 2008. №10. С. 59 – 62.

ОСОБЕННОСТИ ВИДА КРИВОЙ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛА ОТ РАЗРУШАЮЩИХ ПОВРЕЖДЕНИЙ И ВЕРОЯТНОСТНЫЕ ОЦЕНКИ ДОЛГОВЕЧНОСТИ

Белоусов Г.С., Веземский В.Г., Филиппов Г.А.

ФГУП ЦНИИчермет им. И.П.Бардина
iqs12@yandex.ru

Повышенная длительная вибрация является одной из причин преждевременного хрупкого разрушения металлоизделий, работающих в жестких условиях эксплуатации. В нормативных же документах энергетического оборудования вибрацию либо вообще не признают за нагрузку, либо учитывают не корректным образом.

В научно-технической литературе около века назад при анализе накопления микро разрушений от каждого цикла и до предельного состояния – разрушения или образования макротрещин, появилось понятие – «накопление повреждений». В этом случае полное разрушение металла, элемента или конкретного образца от одной нагрузки принято считать равном единице ($a = 1$), а в ещё не нагруженном металле повреждение принималось нулевым.

При изучении усталости металлов испытания выполняют для серий образцов в режиме $\sigma_a = \text{Const}$, в которых всегда наблюдается большой разброс разрушающих чисел циклов N , разный для каждого напряжения σ_a .

Усталостные испытания при малых амплитудах напряжения показывают самый большой разброс разрушающих чисел циклов. Связан разброс в основном с механизмом разрушения, а потому может описываться разными функциями распределения разрушающих чисел циклов $F(N)$ (математическое ожидание $[N]$).

Очень важно, что у каждой $F(N)$ имеется наименьшее пороговое разрушающее число циклов N_0 со своим пороговым разрушающим повреждением $a_0 = N_0/[N]$.

Естественно, что любой функции $F(N)$ соответствует функция распределения разрушающих повреждений $F(a)$ с математическим ожиданием $a = 1$, экспериментально полученной характеристикой разброса – $\text{Sig}N$ и пороговым повреждением a_0 .

Пороговое разрушающее повреждение всегда меньше единицы (даже значительно) у каждой из функций $F(a = N/[N])$.

При больших напряжениях, когда развивается макропластическая деформация, от одного до 10^2 чисел циклов (квазистатическая первая область), затем идёт малоцикловая область (вторая), в которой происходит развитие микропластической деформации до $10^5 - 10^6$ и самая большая (третья) область малых напряжений с исключительно локальной микропластической деформации – много цикловая или гигацикловая (числа циклов до разрушения более 10^7).

В гигацикловой области (третья) обнаружена внутренняя (подповерхностная) гранулированная зона – fine granular area (FGA), в которой возникают не обязательно поверхностные (от обработки) источники хрупкого разрушения металла.

В проектной практике рис. 1 предлагается «расчётная» или «допускаемая» кривая усталости САВ, как приём для удобства расчета повреждений от разных нагрузок при одинаковом механизме разрушения и выполнении оценок ресурса. Кривая САВ ограничивает слева разброс разрушающих чисел циклов у всех трёх областей. Получена она путём подбора к кривой 1 коэффициентов запаса (кривая 3) по прочности $n_\sigma=2$ и числу циклов $n_N=10$ (кривая 2), так что САВ соответствует кривой пороговых чисел циклов N_0 . Кривая 1 без коэффициентов запаса.

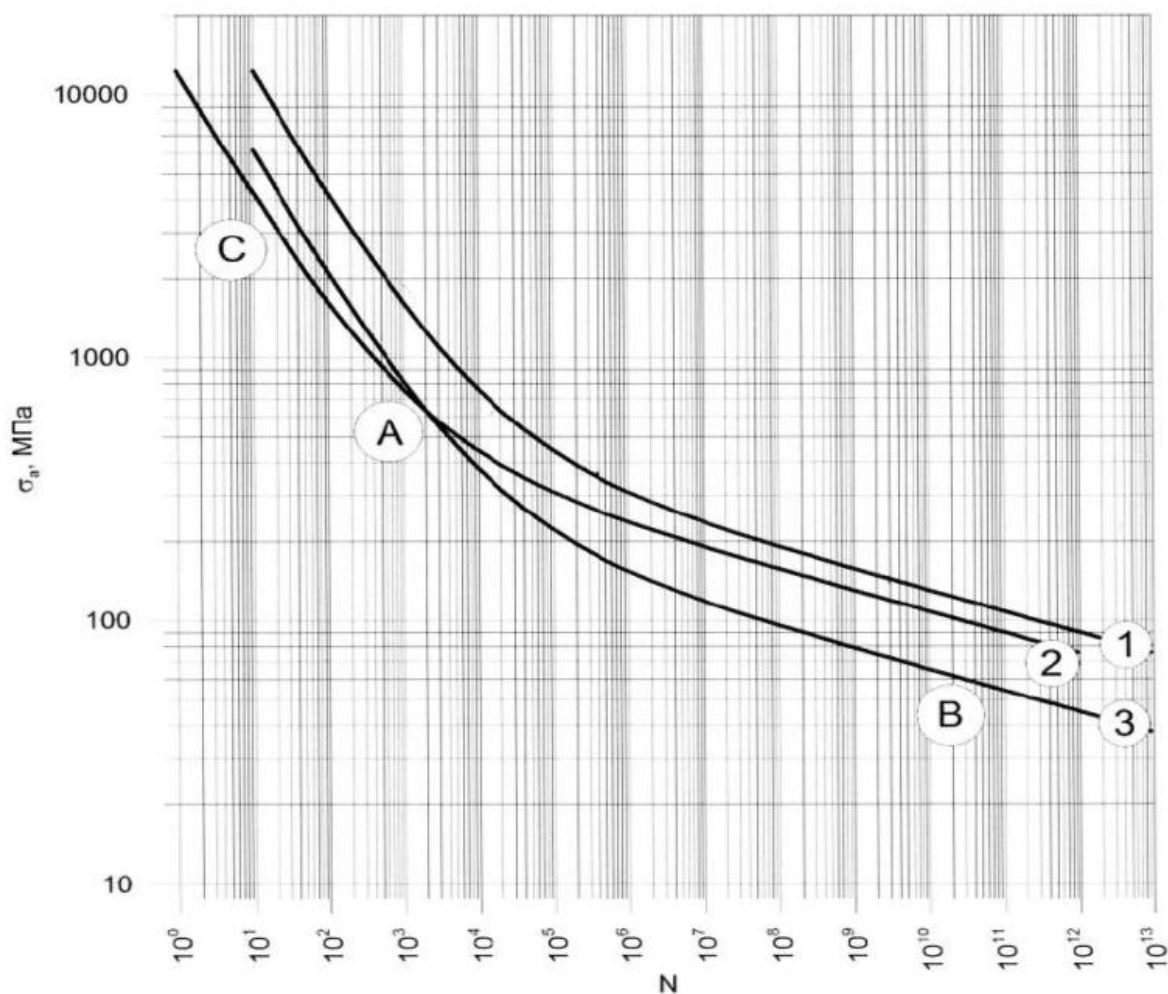


Рис.1. Кривые усталости для разрушающих чисел циклов по формуле

В конструкторской практике жёсткая вибрационная нагрузка при оценках надёжности и долговечности, как правило, не учитывается. Она не известна, считается малой и не способствующей образованию трещин и разрушениям металла при эксплуатации.

Однако это не совсем так, Предлагаемый вид кривой усталости обращает внимание не столько на экспериментально полученные кривые 1 и САВ (вероятностные кривые) усталости чисел циклов до разрушения N , сколько на использование их разрушающего влияния на металл при последовательном действии нескольких нагрузок, например, проектной нагрузки и от возникшей вибрации.

На рис.2 представлены кривые усталости рис.1 в новом виде как кривые в зависимости от разрушающих повреждений. Кривые 1 и САВ отчётливо обнаруживают главную отличительную особенность гипотез линейного суммирования средних повреждений и вероятностного суммирования разрушающих повреждений – одного из главных свойств усталости металла. К примеру, влияние последовательности приложенных первой и второй нагрузок, то есть влиянию функций $F_1(a)$ и $F_2(a)$ на результирующие функции $Ver_{1-2}(a)$ и $Ver_{2-1}(a)$ вероятности разрушающих повреждений .

Наиболее наглядно эта особенность проявляется при неравенстве пороговых повреждений – у функции $Ver_{1-2}(a)$ пороговое повреждение равно a_{01} , а у $Ver_{2-1}(a)$ пороговое разрушающее повреждение равно a_{02} .

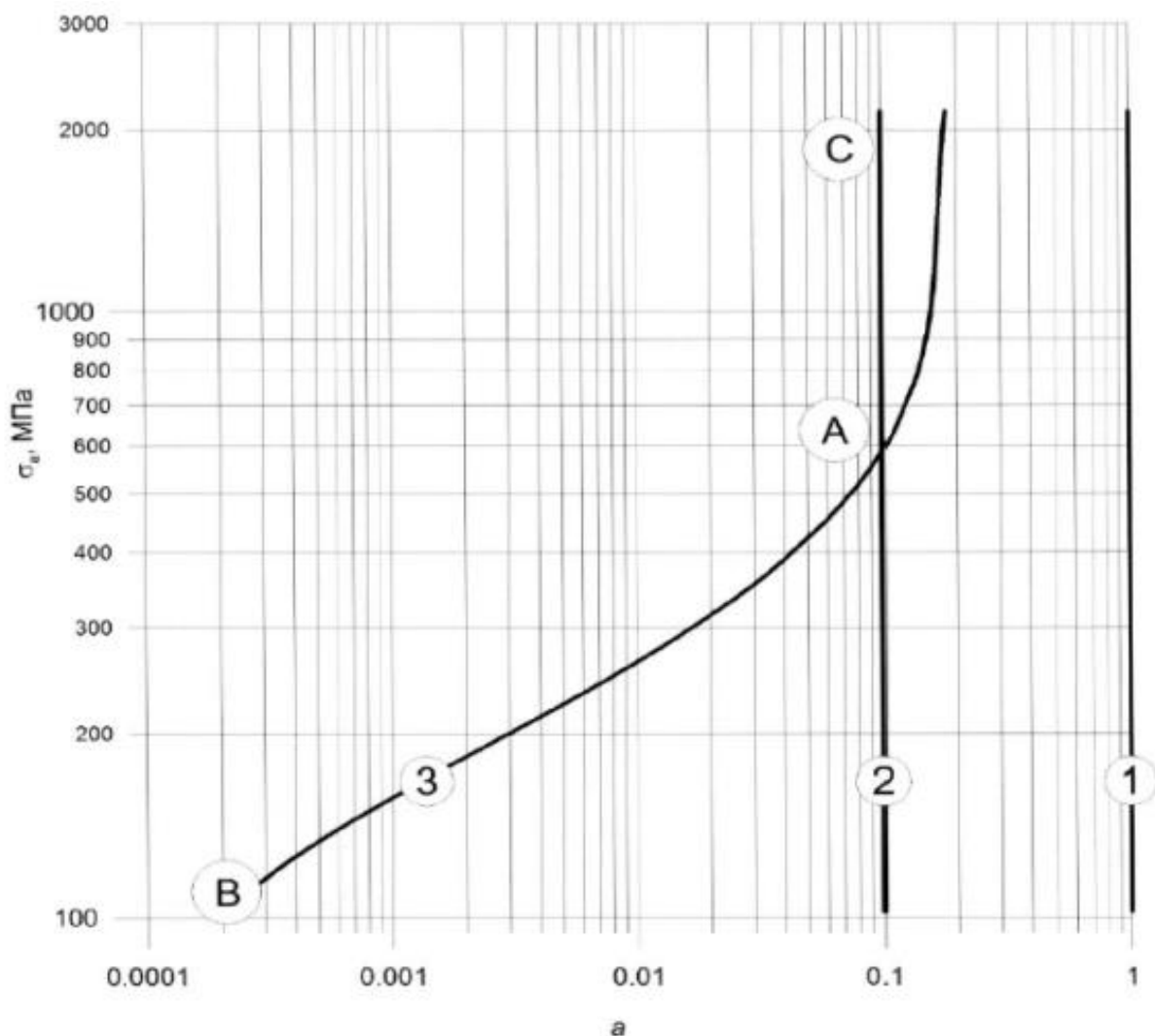


Рис.2. Кривые усталости для разрушающих повреждений.
Обозначения кривых соответствуют рис.1

Список литературы

1. Александров А.П., Журков С.Н. Явление хрупкого разрыва. М.: Гостехиздат,1933. 53 с.
2. Степнов М.Н. Статистические методы обработки результатов механических испытаний, Справочник, М.,Машиностроение,1985, 232 С.
3. Плехов О.А., Нарыкова М.В.,Кадомцев А.Г.,Бетехтин В.И.Наймарк О.Б. Исследование эволюции структуры металлов с различным размером зерна при деформировании в режиме гигацикловой усталости, XX11 Петербургские чтения 2016 года, с.32-34.
4. Прохоров А.Е., Вшивков А.Н., Плехов О.А. Экспериментальное исследование формирования и эволюции усталостных трещин в режиме гигацикловой усталости, XX11 Петербургские чтения 2016 года, с.224-226..
5. Веземский В.Г. О прогнозировании показателей надежности малосерийного и уникального оборудования. Надежность и контроль качества, 1990, №9, с. 53-61.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-РЕШЁТКОЙ

Данюк А.В.¹⁾, Мерсон Д.Л.¹⁾, Ясников И.С.¹⁾,
Аглетдинов Э.А.¹⁾, Афанасьев М.А.¹⁾, Виноградов А.Ю.^{1, 2)}

¹⁾ Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия;

²⁾ Норвежский университет естественных и технических наук, Тронхейм, Норвегия.
alexey.danyuk@gmail.com

В работе рассмотрено поведение акустической эмиссии (АЭ) при растяжении ГЦК металлов на примере алюминия, меди и серебра номинальной чистоты не хуже 99,99%, а также никеля технической чистоты. Выбор указанных элементов обусловлен тем, что они имеют существенно отличающиеся значения энергии дефекта упаковки (ЭДУ) в диапазоне от 300 мДж/м² для никеля до 20 мДж/м² для серебра.

1. Материал и методика эксперимента

Из пластин чистых металлов (Ni, Al, Cu, Ag) толщиной 2 мм (производства Nilaco Corporation, Япония) с помощью электроискровой вырезки были изготовлены идентичные плоские образцы на растяжение с размером рабочей части 15×7×2 мм и широкими лопатками, предназначенными под установку датчика акустической эмиссии и закрепление в захватах испытательной машины. Перед испытаниями образцы отжигали в вакуумной печи в течение 90 минут при температуре $0.85T_{пл}$, где $T_{пл}$ – температура плавления соответствующего металла. В результате такой обработки для всех элементов были получены образцы со схожим размером зерна (от 90 до 500 мкм), оценка которых выполнялась на электролитически полированных образцах с применением как оптической, так и электронной микроскопии с использованием техники дифракции обратно-рассеянных электронов (electron back scattered diffraction – EBSD). Использовался детектор EBSD Hikari-5 EDAX/TSL установленный в сканирующем электронном микроскопе Zeiss SIGMA с полевым катодом.

Растяжение образцов выполнялось на универсальной испытательной машине Tinius Olsen H50KT с датчиком нагрузки до 5000 Н и прецизионным измерением деформации с помощью штатного экстензометра с разрешением 1 мкм.

Растяжение образцов выполнялось в режиме постоянной скорости перемещения активного захвата – 2 мм/мин, что соответствовало номинальной скорости деформации $2 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$.

Сигнал акустической эмиссии регистрировался широкополосным пьезоэлектрическим преобразователем NF AE-900S WB в полосе частот от 100 до 900 кГц, подключенного через малошумящий усилитель PAC 2/4/6 с усилением +60 дБ. Запись АЭ выполнялась платой PAC (Physical Acoustic Corporation, США) PCI-2, которая была настроена на непрерывную запись сигнала (режим непрерывной беспороговой записи) с дополнительным усилением +6 дБ и полосовой фильтрацией $10 \div 1000$ кГц, частота дискретизации цифровой записи составляла 2 МГц.

2. Результаты и обсуждение

Регистрируя непрерывную АЭ, можно оценивать параметры в любой момент эксперимента на интервале произвольной длины, что является бесспорным преимуществом при дальнейшей обработке и получении статистически значимого результата. На рисунке 1 представлены синхронизированные данные мощности сигнала АЭ, P_{AE} , с кривой нагружения в координатах истинных деформаций и напряжений при растяжении образцов исследуемых материалов.

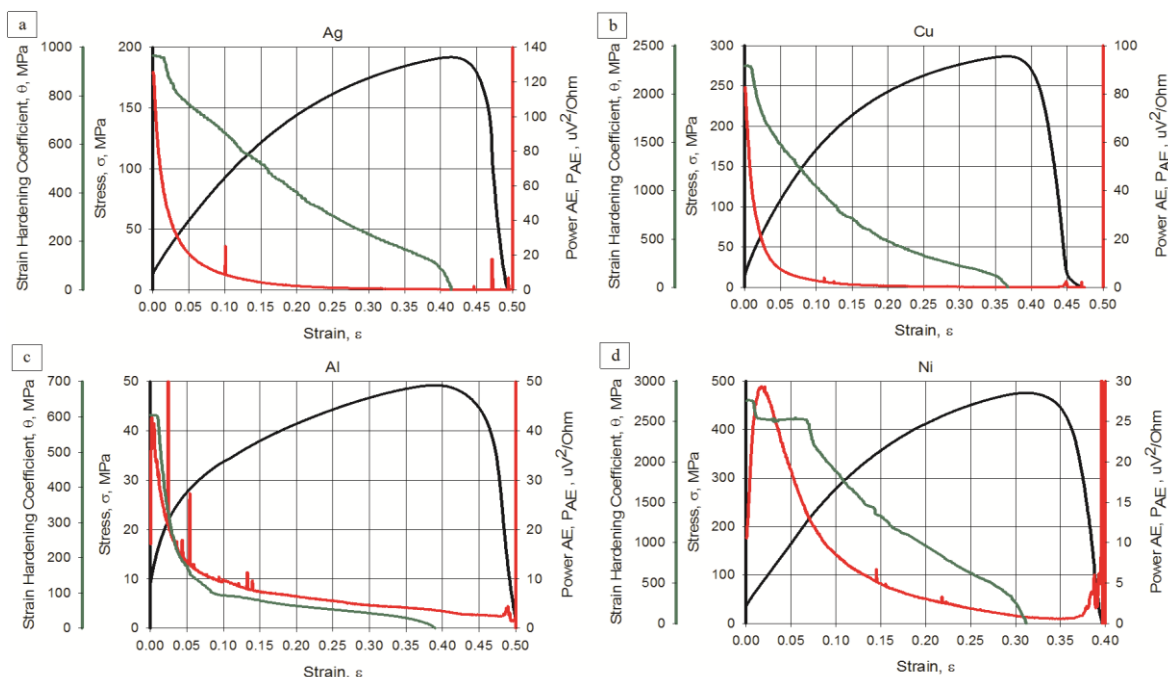


Рис. 1. Кривая нагружения (черный), коэффициент деформационного упрочнения (зеленый), и мощность сигнала акустической эмиссии (красный) для различных образцов: (a) – Al; (b) – Cu; (c) – Ag; (d) – Ni

Мощность P_{AE} акустической эмиссии для всех образцов имеет схожее поведение и повторяет качественно характер поведения амплитуды сигнала. На этапе максимальной скорости упрочнения P_{AE} имеет максимальное значение, а затем монотонно падает (оставаясь не нулевым) до момента полного разрушения образца, непосредственно перед которым снова наблюдается небольшое увеличение значения P_{AE} , связанное с существенным увеличением локальной скорости деформации в шейке образца и образованием микротрещин при разрушении. В качестве важной особенности поведения АЭ, необходимо отметить наличие корреляционной связи между коэффициентом деформационного упрочнения, $\vartheta = d\sigma/d\varepsilon$, и мощностью АЭ для всех выбранных сплавов, рисунок 1, которая проявляется в том, что пик мощности АЭ, P_{AEmax} , наблюдается на самых ранних стадиях деформации, где происходит наиболее быстрое упрочнение, а затем мощность АЭ падает одновременно с падением значения ϑ . Также отметим, что никель демонстрирует наличие второй стадии деформации – стадии линейного упрочнения, когда величина ϑ постоянна, тогда как в других исследуемых металлах эта стадия вырождена. Наиболее вероятно, это связано с наличием в никеле отдельных зерен очень больших размеров. Такие зерна, распространяясь, практически, через всю толщину образца, ведут себя подобно монокристаллам, в которых данная стадия хорошо видна. Наличие корреляции между P_{AE} и ϑ отмечалось для меди в ряде работ [1, 2].

Рассматривая зависимость пика мощности сигнала АЭ от значения ЭДУ на рисунке 2, видно что величина P_{AEmax} явным образом снижается с повышением ЭДУ при прочих схожих микроструктурных и текстурных характеристиках материалов.

Следует отметить, что на рисунке 2 вызывает некоторое сомнение значение P_{AEmax} , найденное для никеля, т.к. он в отличие от других исследуемых металлов имеет техническую, а не особо высокую, чистоту, а примеси, как известно [3], снижают высоту пика АЭ. С другой стороны, величина зерна никеля в нашем случае, выше, чем в других металлов, что должно, при достаточно больших размерах зерен, наоборот приводить к росту энергии АЭ, как наблюдалось, например, в чистом Al[4]. Следовательно, тенденция снижения энергии АЭ с повышением ЭДУ, скорее всего, выполняется и для никеля.

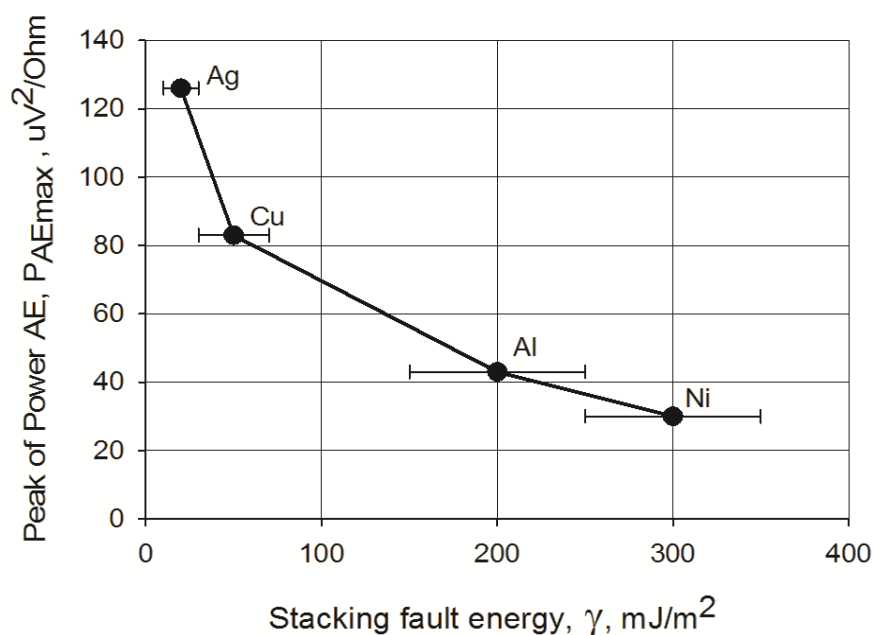


Рис. 2. Зависимость пика мощности акустической эмиссии от энергии дефекта упаковки в чистых металлах [5].

3. Заключение

Качественно похожее поведение параметров акустической эмиссии для исследованных различных металлов: Ag, Cu, Al и Ni – является следствием работы идентичного деформационного механизма в ГЦК решетке, а именно, скольжения дислокаций. При этом, энергетические параметры АЭ отражают процессы эволюции дислокационных ансамблей и демонстрируют одинаковую стадийность. Однако, количественные характеристики АЭ весьма чувствительны к энергии дефекта упаковки, поскольку последняя оказывает существенное влияние на подвижность дислокаций.

Работа выполнена в рамках государственного задания высшим учебным заведениям и научным организациям в сфере научной деятельности Министерства образования и науки Российской Федерации (проект № 11.5281.2017/8.9).

Список литературы

1. A. Vinogradov, M. Nadtochiy, S. Hashimoto, S. Miura Acoustic-Emission Spectrum and Its Orientation Dependence in Copper Single-Crystals // Materials Transactions JIM. – 1995. – vol. 36, iss. 4. – P. 496 – 503.
2. A. Vinogradov, I.S. Yasnikov On the nature of acoustic emission and internal friction during cyclic deformation of metals // Acta Materialia. – 2014. – vol. 70. – P. 8 – 18.
3. A. Vinogradov, D.L. Merson, V. Patlan, S. Hashimoto, Effect of solid solution hardening and stacking fault energy on plastic flow and acoustic emission in Cu-Ge alloys // Materials Science and Engineering A. – 2003. – vol. 341, N 1-2. – P. 57 – 73.
4. C. Scruby, H. Wadley, J.E. Sinclair The Origin of Acoustic-Emission during Deformation of Aluminum and an Aluminum-Magnesium Alloy // Philosophical Magazine A (Physics of Condensed Matter Structure Defects and Mechanical Properties). – 1981. – vol. 44, N 2. – P. 249 – 274.
5. A.V. Danyuk, D.L. Merson, I.S. Yasnikov, E.A. Agletdinov, M.A. Afanasiev, A. Vinogradov The effect of stacking fault energy on acoustic emission in pure metals with face-centered crystal lattice // Letters on materials. - 2017. - Vol. 7, N 4 - P. 437-441.

ВОЗНИКНОВЕНИЕ НЕСПЛОШНОСТЕЙ ПАРАЛЛЕЛЬНО ДВОЙНИКОВЫМ ГРАНИЦАМ В МИКРОКРИСТАЛЛАХ СЕРЕБРА ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Ясников И.С.¹⁾, Абдугаффарова К.К.¹⁾, Дорогов М.В.¹⁾,
Айфантис Э.Х.^{1, 2)}

¹⁾ Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия;

²⁾ Аристотелевский университет, Салоники, Греция.

yasnikov@phystech.edu

Наиболее важным фактором стабильности микрокристаллов с декаэдрической (D_{5h}) или икосаэдрической (I_h) группой симметрии является образование дефектов, наличие которых позволяет различными способами релаксировать полям упругих напряжений связанных с дефектом дисклинационного типа [1]. При описании данных процессов особая роль принадлежит подходу, базисом которого является теория дисклинаций [1, 2]. Эксперименты по управляемому формоизменению габитуса малых частиц и микрокристаллов, формирующихся в процессе электроосаждения некоторых ГЦК-металлов путем целенаправленного изменения химического состава стандартных электролитов, выявили ряд интересных особенностей модификации габитуса малых частиц и микрокристаллов, которые были связаны, в том числе, и с релаксацией полей упругих напряжений при изменении объёмной упругой энергии дефекта дисклинационного типа [3].

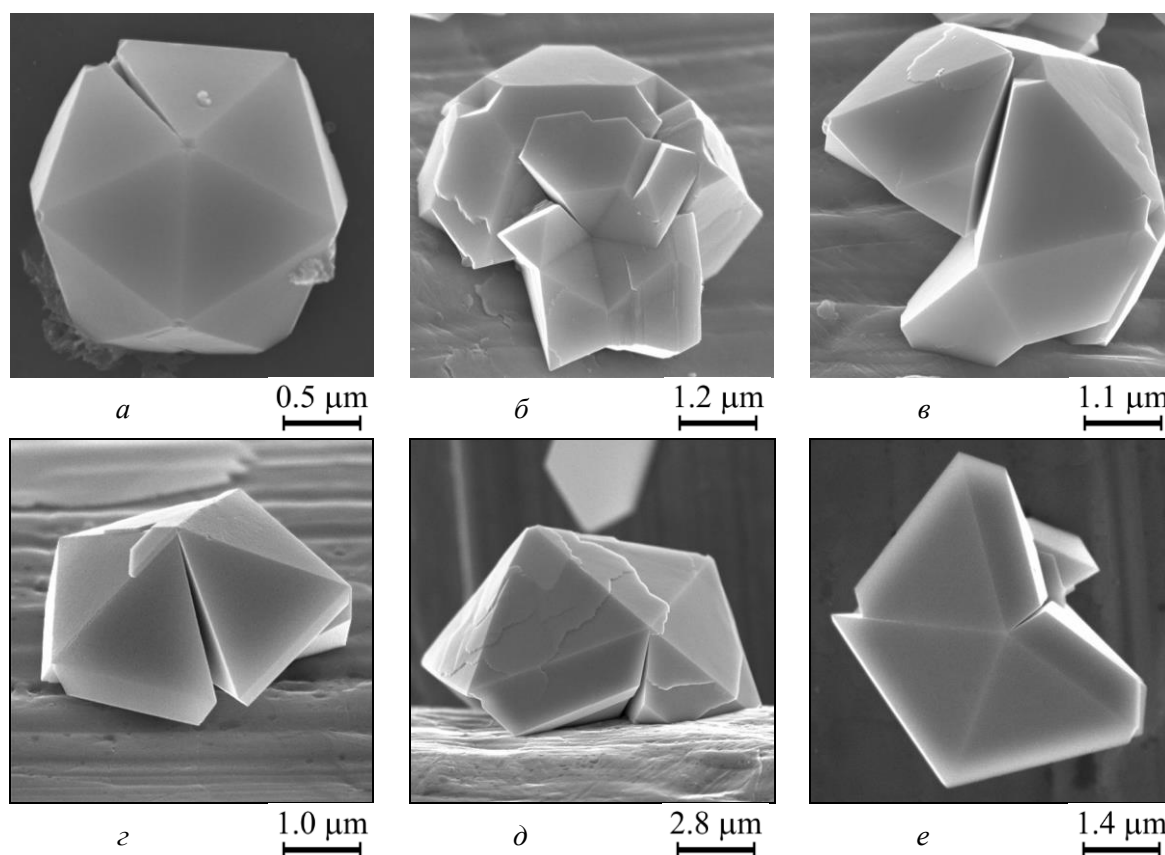


Рис. 1. Икосаэдрические микрокристаллы серебра с планарной несплошностью между ГЦК-секторами вместо двойниковой границы.

В частности, образование открытого сектора вместо двойниковой границы в пентагональных малых частицах, которое было выявлено в данных экспериментах, является наиболее эффектной демонстрацией такой модификации габитуса [4].

Последние эксперименты по изучению морфологии микрокристаллов серебра электролитического происхождения методом сканирующей электронной микроскопии (SIGMA ZEISS) показали, что они могут демонстрировать близкий по модификации габитуса канал релаксации упругих напряжений в виде возникновения планарной несплошности между ГЦК-секторами вместо двойниковой границы (рис. 1). При этом возникшая планарная несплошность может приводить как к образованию открытого сектора (рис.1 а, 1 з), так и существенно модифицировать габитус икосаэдрического микрокристалла серебра приводя к сильно искаженной морфологии (рис. 1 б, 1 в).

Однако, планарная несплошность выявлялась не только между ГЦК-секторами вместо двойниковой границы (рис. 1), но и параллельно двойниковой границе внутри одного из ГЦК-секторов составляющих икосаэдрическую малую частицу (рис. 2). Стоит отметить, что относительное расстояние между планарной несплошностью и двойниковой границей было примерно одинаковое во всем выявленном многообразии икосаэдрических микрокристаллов, демонстрирующих данный канал релаксации.

Теоретическое описание наблюдаемого канала релаксации позволило бы объяснить данные закономерности внутри широкого класса наблюдаемых электроосажденных объектов. Работы по данному направлению ведутся в настоящее время.

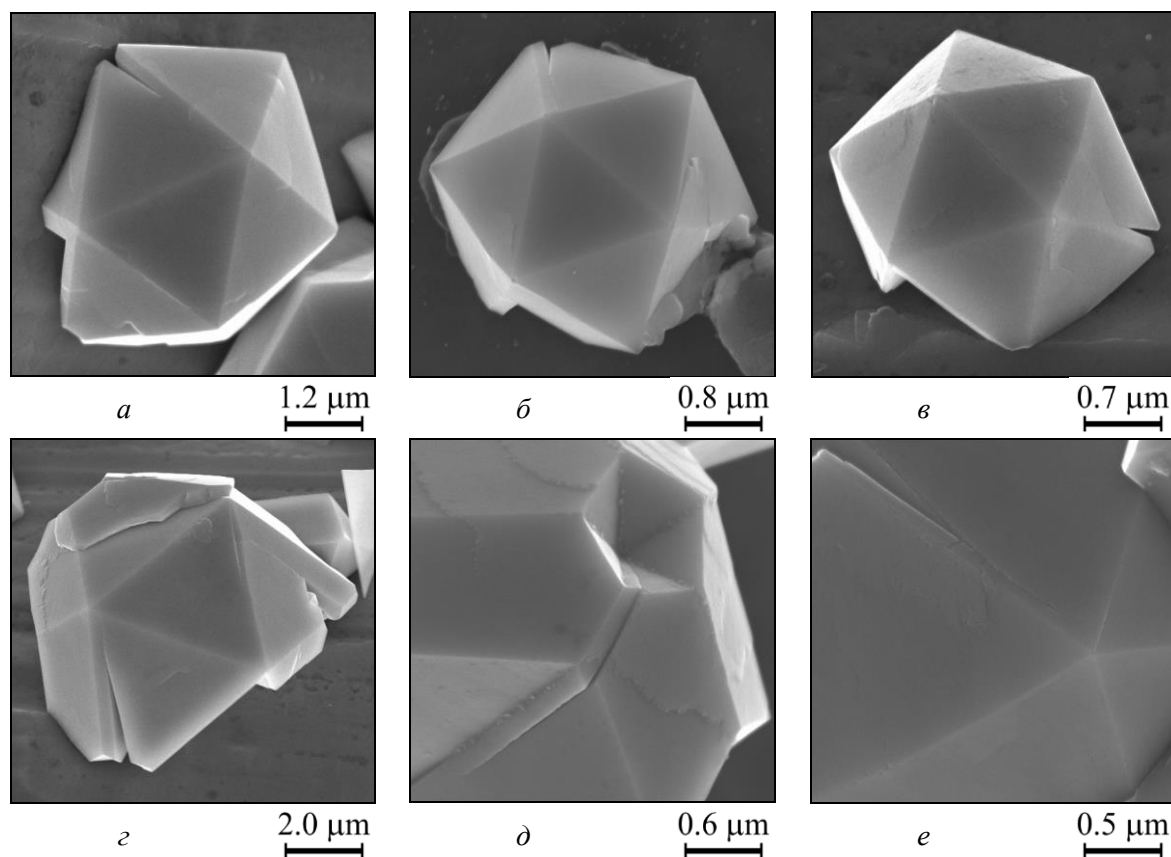


Рис. 2. Икосаэдрические микрокристаллы серебра с планарной несплошностью внутри одного из ГЦК-секторов параллельной двойниковой границе

Изучение каналов релаксации упругой энергии в малых частицах и микрокристаллах, содержащих дефекты дисклинационного типа, играет существенную роль в процессе анализа экспериментальных данных, поскольку, как правило, основным препятствием к получению таких объектов заданного габитуса являются большие деформации, сопровождающие их формообразование. Учет формоизменения этих частиц в

процессе эволюции, который обусловлен релаксацией полей упругих напряжений, позволит прогнозировать их конечную морфологию. Кроме того, выявление новых экспериментальных фактов, связанных с поведением дефектов дисклинационного типа, будет являться существенным подтверждением теории дисклинаций.

Работа выполнена при поддержке гранта Министерства образования и науки Российской Федерации (Постановление Правительства РФ № 220) в ФГБОУ ВО «Тольяттинский государственный университет», договор №14.Z50.31.0039.

1. A.E. Romanov, A.L. Kolesnikova, I.S. Yasnikov, A.A. Vikarchuk, M.V. Dorogov, A.N. Priezzheva, L.M. Dorogin, E.C. Aifantis Relaxation Phenomena in Disclinated Microcrystals // Reviews on Advanced Materials Science. - 2017. - Vol. 48, Iss. 2. - P. 170 - 178.
2. A.E. Romanov, A.L. Kolesnikova Application of disclination concept to solid structures // Progress in Materials Science . – 2009. – Vol. 54. – P. 740–769.
3. I.S. Yasnikov, M.V. Dorogov, M.N. Tyurkov, A.A. Vikarchuk, A.E. Romanov On the Habitue Modification of Silver Microcrystals by Electrolytic Origin // Crystal Research and Technology. – 2015. - vol. 50, No 4. - P. 289 – 292.
4. И.С. Ясников К вопросу о раскрытии сектора вместо двойниковой границы в пентагональных малых частицах электролитического происхождения // Письма в ЖЭТФ. - 2013. - том 97, вып. 9. - С. 592 – 596 (I.S. Yasnikov On the Problem of the Formation of an Open Sector instead of a Twin Boundary in Electrolytic Pentagonal Small Particles // JETP Letters. – 2013. – Vol. 97, No. 9. – P. 513 – 516).

МОДЕЛИРОВАНИЕ КВАЗИСТАТИЧЕСКОГО РАСТЯЖЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА В СРЕДЕ MSC NASTRAN-PATRAN

Сергеев И.С., Моторин А.С.

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Санкт-Петербургский национальный исследовательский университет информационных технологий, механики и оптики»

Санкт-Петербург, Россия

vanoserg95@bk.ru, as.motorin@yandex.ru

Для развития устройств с использованием сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) со сложной формой и функционально-механическими характеристиками необходима разработка вычислительного инструмента позволяющего проектировать подобные устройства на всех этапах изготовления и применения. Одним из таких инструментов являются пакеты, основанные на методе конечных элементов (МКЭ), однако, недостаток данных об эффективности подобных инструментов применительно к сплавам с ЭПФ исключает их использование в новых сферах.

Работ по исследованию применения программного обеспечения, основанного на МКЭ, для исследования сплавов с ЭПФ не много, и в основном они посвящены исследованию эффекта сверхупругости, а также в них практически отсутствует систематическое сравнение экспериментальных и расчетных данных при исследовании функциональных и механических свойств. Например, в статье индийских ученых [1] описывается моделирование сверхупругого поведения проволоки диаметром 0,5 мм и длиной 351 мм, из никелида титана при помощи программы MSC Patran и MSC Marc при различных рабочих температурах.

В работе [2] проводилось сравнение экспериментальных данных и данных, полученных с помощью конечно-элементного моделирования. В результате было показано, что конечно элементное моделирование в пакете ABAQUS позволяет

проводить моделирование гистерезиса в сплавах с ЭПФ с удовлетворительной точностью.

В документации к программному пакету MSC Nastran [3] есть описание примера, демонстрирующее возможности решателя MSC Nastran SOL400 рассчитывать модели сплавов с эффектом памяти формы. Пример основан на исследовании [4], в котором была предложена модель, ранее реализованная в конечно-элементном коде пакетов ANSYS и ABAQUS. Данное исследование проводилось с использованием модели стента со всеми характеристиками сплава с ЭПФ. Однако модель, представленная в этой работе, не описывала пластичность мартенсита, но позволяла рассчитывать эффект сверхупругости в MSC Patran-Nastran

В описании пакета MSC Nastran-Patran также показано, что данный пакет позволяет моделировать поведение сплавов с ЭПФ, при этом модель учитывает не только фазовые превращения в сплаве, но и зависимости характеристических температур от напряжения (рис.1).

Данное исследование направлено на изучение программного пакета MSC Nastran-Patran для расчета моделирования квазистатического, а впоследствии высокоскоростного, растяжения сплава никелида титана при различных температурах деформирования и дальнейшем использовании ее в различных сферах приборостроения.

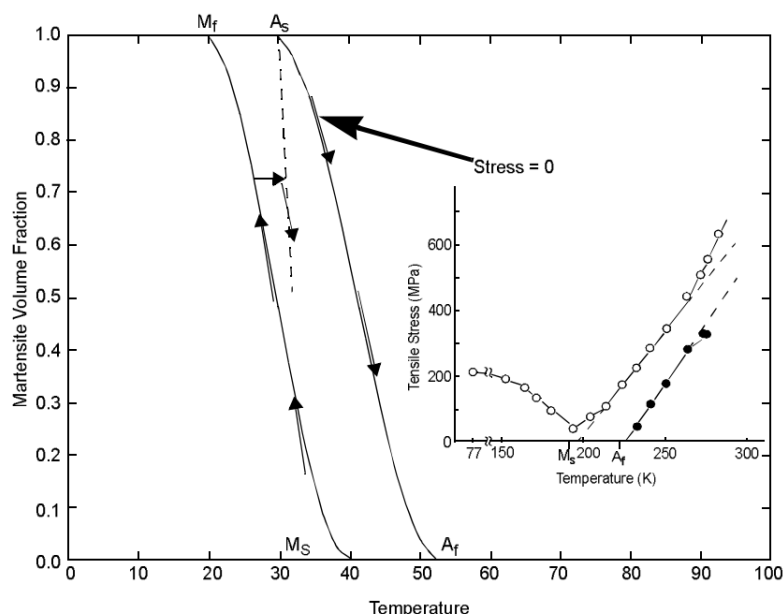


Рис. 1. Зависимость относительного количества мартенсита к температуре [5]

Проведенное ранее Моториным А.С. [6] исследование расчета высокоскоростного и квазистатического нагружения эквиатомного сплава TiNi и сравнение ее с экспериментальным исследованием показало, что микроструктурная модель с достаточной степенью точности позволяет описывать механическое поведение эквиатомного сплава TiNi при изотермическом деформировании в различных фазовых состояниях. Основываясь на этих данных было произведено моделирование квазистатического растяжения изделия из никелида титана.

Конечно-элементное моделирование проводилось в среде MSC Patran-Nastran. Модель представляла собой сплошной цилиндр из никелида титана эквиатомного состава диаметром и длиной 5 мм и 10 мм соответственно, жестко закрепленный с одного конца и приложенной растягивающей силой с противоположного. Разбиение на конечные элементы типа тетраэдра (Tet) проводилось в автоматическом режиме. Анализ полученных результатов показал, что данные полученные при использовании МКЭ близки к экспериментальным. Таким образом, конечно-элементное

моделирование в среде MSC Nastran-Patran с достаточной степенью точности позволяет описывать механическое поведение эквиатомного сплава TiNi при квазистатическом растяжении в различных фазовых состояниях.

Список литературы

1. S.H. Adarsh and V. Sampath, "Modelling of Tensile Behaviour of NiTiNol SMA Wire by Finite Element Analysis", Materials Science Forum, Vol. 895, pp. 8-13, 2017
2. N.Vidal, E.Asua, J.Feuchtwanger, A. Garcia-Arribas, J.Gutierrez, J.M. Barandiaran "FEM simulation of the Nitinol wire" Eur. Phys. J. Special Topics 158, 39-44, 2008
3. MSC Nastran Demonstration Problems Manual, chapter 48, pp. 902-909
4. F.Auricchio and R.L.Taylor "Shape-memory alloys: modelling and numerical simulations of the finite-strain superelastic behavior" Computer Methods in Applied Mechanics and Engineering, 143 (1997) pp. 175-194.
5. MSC Nastran Nonlinear User's Guide SOL 400, chapter 10, pp. 579-588
6. Evard M.E., Motorin A., Razov A.I., Volkov A.E. Microstructural modeling of TiNi alloy high strain rate tension. Materials Today: Proceedings. 2017. Vol. 4. No. 3. pp. 4637–4641.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МАГНИЯ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Власова А. М.

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева,
г. Екатеринбург, Россия
alisa@imp.uran.ru*

Магний является гексагональным металлом, деформационные особенности которого до настоящего времени поняты не в полной мере.

Магний проявляет анизотропию прочностных и пластических свойств в зависимости от ориентировки монокристалла. Так, экспериментально было показано [1], что при комнатной температуре монокристаллы магния с ориентировкой $[0001]$ обладают самой низкой пластичностью ($\delta = 5\%$), с ориентировкой $[1\bar{1}01]$ обладают неограниченным ресурсом пластичности. Наличие боковой поддержки не влияет на пластичность, однако влияет на прочность (предел текучести $\sigma_{0,2}$). Предел текучести при сжатии вдоль $[0001]$ с поддержкой вдоль направления $[1\bar{1}00]$ составляет 96 МПа, $\sigma_{0,2}$ при сжатии вдоль $[0001]$ с поддержкой вдоль $[11\bar{2}0]$ составляет 113 МПа, при свободном сжатии – 106,5 МПа [2]. Экспериментальные данные предела текучести для ориентировки $G - 2.5$ МПа [1].

С целью исследования особенностей деформационного поведения монокристаллического магния проведено молекулярно-динамическое моделирование деформации монокристаллов с ориентировками $[1\bar{1}01]$ и $[0001]$, соответствующими самой высокой и самой низкой пластичности.

Моделирование проводилось с использованием вычислительного пакета LAMMPS [3], обработка расчетных данных выполнена при помощи Open Visualization Tools OVITO [4]. Применялось распараллеливание вычислений, при котором объем расчетной ячейки разбивался на микрообласти, причем молекулярно-динамические расчеты каждой микрообласти проводились на одном ядре. В качестве моделируемой ячейки $[0001]$ - монокристалла была взята идеальная совершенная гексагональная ре-

сетка магния с параметрами $a = 0.32$ нм, $c = 0.52$ нм, размерами $12.7 \times 33.1 \times 12.5$ нм и для $[1\bar{1}01]$ -монокристалла в форме прямоугольного параллелепипеда размерами $9.5 \times 22.1 \times 41.4$ нм, ребрам которого соответствовали кристаллографические направления $X = [\bar{1}100]$, $Y = [11\bar{2}0]$, $Z = [0001]$ и $X = [\bar{1}\bar{1}20]$, $Y = [1\bar{1}0\bar{1}]$, $Z = [1\bar{1}01]$.

Был выбран микрочанонический ансамбль. Граничные условия вдоль ортогональных направлений принимались свободными, чтобы включить в рассмотрение выход дислокаций на свободные поверхности кристалла.

Показано, что основной деформационной модой при деформации монокристалла $[0001]$ является двойникование, для $[1\bar{1}01]$ -монокристалла – скольжение a -дислокаций в плоскости базиса.

Наблюдалось расщепление (1). Соответствующее экспериментальное подтверждение данного расщепления дислокаций приводится в [5].

$$\frac{1}{3}[11\bar{2}3] = \frac{1}{6}[20\bar{2}3] + \frac{1}{6}[02\bar{2}3] \quad (1)$$

В плоскостях габитуса выявлено перераспределение дислокаций с образованием дислокационных сеток, при этом можно написать следующие дислокационные реакции (2), (3):

$$\frac{1}{18}[04\bar{4}3] + \frac{1}{3}[1\bar{1}00] = \frac{1}{18}[6\bar{2}43], \quad (2)$$

$$\frac{1}{18}[6\bar{2}43] + \frac{1}{3}[1\bar{1}00] = \frac{1}{18}[12, \bar{8}, \bar{4}, 3]. \quad (3)$$

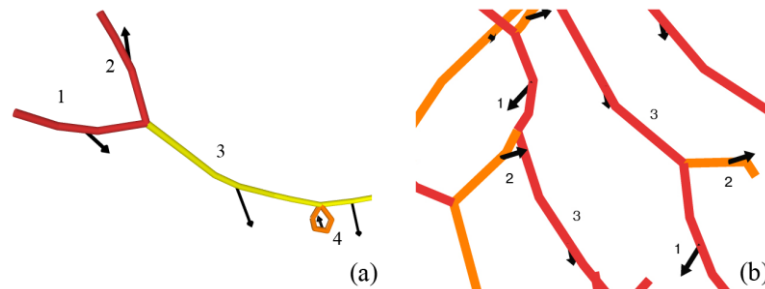


Рис. 1. Дислокационная структура, полученная в результате моделирования

(а) – $[1\bar{1}01]$ монокристалл. 1 – $b_1 = \frac{1}{6}[20\bar{2}3]$, 2 – $b_2 = \frac{1}{6}[02\bar{2}3]$, 3 – $\frac{1}{3}[11\bar{2}3]$,
4 – петля.

(б) $[0001]$ -монокристалл. 1 – $b_1 = \frac{1}{18}\langle 40\bar{4}3 \rangle$, 2 – $b_2 = \frac{1}{18}\langle 6\bar{2}43 \rangle$, 3 – $b_3 = \frac{1}{18}\langle 12, \bar{8}, \bar{4}, 3 \rangle$.

Расчеты проводились на суперкомпьютере ИММ УрО РАН «УРАН».

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант №16-33-60027 мол_а_дк).

1. Kelly E.W., Hosford W.F. // Trans. AIME. V. 242. P. 5. 1968.
2. J. Zhang, S.P. Joshi // Journal of the Mechanics and Physics of Solids. V. 60, No 5. P. 945. 2012.
3. Plimpton S. // J. Comp. Phys. V. 117. P. 1. 1995.
4. Stukowski A. // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. V. 18. P. 015012. 2010.
5. J. F. Stohr, J. P. Poirier // Phil. Mag. No 25. P. 1313. 1972.

УПРОЧНЕНИЕ ОТЖИГОМ И РЕАЛИЗАЦИЯ ВЫСОКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ УМЗ АЛЮМИНИЯ: ЭКСПЕРИМЕНТ И ТЕОРИЯ

Орлова Т.С.¹, Скиба Н.В.^{2,3,4}, Мавлютов А.М.⁵, Мурашкин М.Ю.⁴,
Валиев Р.З.⁴, Гуткин М.Ю.^{2,3,5}

¹Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

²Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

³Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия

⁴Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия

⁵Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия
orlova.t@mail.ioffe.ru

Ультрамелкозернистые (УМЗ) металлы, полученные методами интенсивной пластической деформации (ИПД), привлекают широкое внимание исследователей из-за их высокой прочности по сравнению с крупнозернистыми (КЗ) материалами [1]. Недавно было показано, что низкотемпературный отжиг УМЗ Al, полученного специальной прокаткой, может приводить к дополнительному увеличению прочности, а последующая небольшая дополнительная деформация увеличивать их пластичность [2]. Таким образом, были открыты новые явления упрочнения отжигом и увеличения пластичности за счет последующей дополнительной деформации УМЗ структур, что абсолютно не характерно для КЗ металлов. Однако в ряде УМЗ структур алюминия, полученных другими методами ИПД, таких явлений не наблюдалось [3]. Ключевые микроструктурные параметры, контролирующие упрочнение отжигом и повышение пластичности за счет последующей деформации, выявлены не были. Отсутствовали какие-либо теоретические модели, объясняющие эти явления в УМЗ структурах.

В настоящей работе было впервые исследовано влияние низкотемпературного отжига и последующей деформации на микроструктуру, прочность и пластичность УМЗ Al, полученного интенсивной пластической деформацией кручения (ИПДК) на 10 оборотов под давлением 6 ГПа. Низкотемпературный отжиг в диапазоне 90-200 °С в течение 1 ч привел к колоссальному увеличению условного предела текучести (до 50%) и предельной прочности на растяжение (до 30%), что, однако, сопровождалось резким падением пластичности до 1%. Значительного повышения пластичности удалось достичь с помощью небольшой последующей дополнительной деформации (на 0.25 оборота кручением под давлением). Более того, впервые была достигнута рекордная для УМЗ Al пластичность на уровне пластичности крупнозернистого Al при сохранении значений прочности, типичных для Al после высоких степеней ИПД, путем повторения комбинации кратковременного низкотемпературного отжига и небольшой последующей дополнительной деформации. Соответствующие изменения прочностных свойств и пластичности при испытаниях на одноосное растяжение приведены на рис. 1.

Методами рентгеноструктурного анализа, дифракции обратнорассеянных электронов и просвечивающей электронной микроскопии было показано, что структура УМЗ Al, полученного ИПДК на 10 оборотов под давлением 6 ГПа, характеризуется следующими особенностями: 1) большую часть границ зерен (ГЗ) составляют неравновесные большеугловые ГЗ (БУГЗ), 2) интегральная плотность дислокаций достаточно мала ($4.1 \cdot 10^{12} \text{ м}^{-2}$) и в основном относится к области ГЗ, 3) внутренние области зерен почти свободны от дислокаций. После кратковременного низкотемпературного отжига доля БУГЗ практически не изменяется, однако происходит уменьшение уровня внутренних напряжений вокруг ГЗ, что свидетельствует о переходе ГЗ в более равновесное состояние. Дополнительная деформация после отжига фактически восстанавливает

плотность дислокаций до значений, характерных для образцов, обработанных ИПДК. Анализ соотношения микроструктура – свойства выявил определяющую роль неравно-весных БУГЗ в явлении упрочнения отжигом в УМЗ Al.

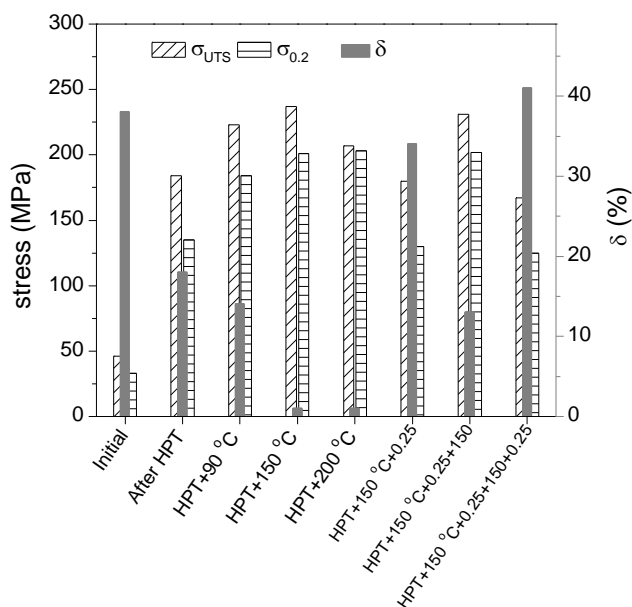


Рис. 1. Изменение условного предела текучести $\sigma_{0.2}$, предела прочности σ_{UTS} и пластичности δ в зависимости от температуры отжига и последующей ИПДК на 0.25 оборота для УМЗ Al, полученного ИПДК на 10 оборотов под давлением 6 ГПа. Для сравнения также приведены механические свойства Al в исходном КЗ состоянии

Предполагается, что такая структура формируется в результате отжига и последующей дополнительной ИПДК на 0.25 оборота.

При нагружении таких образцов возможна следующая трансформация зернограницных скоплений в тройных стыках А и В. При совместном действии внешнего напряжения сдвига и полей напряжений супердислокаций А и В первая пара решеточных дислокаций (РД) с векторами Бюргерса $\pm \mathbf{b}$ испускается из тройных стыков А и В в тело зерна (рис. 2b). В рамках континуального подхода испускание пары РД может быть представлено как образование двух диполей АС и ВD с векторами Бюргерса $\pm \mathbf{b}$, при этом подвижная дислокация каждой пары скользит в тело зерна и останавливается у противоположной ГЗ, а вторая остается в тройном стыке. Испускание первой пары РД становится возможным, когда внешнее напряжение сдвига τ достигает некоторого критического значения τ_{c1} . При $\tau \geq \tau_{c1}$ РД первой пары испускаются из тройных стыков А и В и достигают противоположных ГЗ, где они захватываются этими ГЗ и превращаются в «новые» ЗГД (рис. 2b). Далее происходит испускание второй пары РД, но уже при более высоком напряжении $\tau_{c2} \geq \tau_{c1}$. При этом испущенные РД останавливаются на некотором расстоянии от противоположной ГЗ (рис. 2c), так как первая пара РД создает поля напряжений, препятствующие испусканию второй пары. Предполагается, что захваченные границами РД преобразуются в новые ЗГД, которые могут переползти вдоль этих границ, формируя стенки дислокаций АЕ и ВF. Захват дислокаций границами зерен облегчает испускание новых дислокаций из тройных стыков. Высокая пластичность системы обеспечивается генерацией и скольжением ЗГД, образующих скопления, эмиссией и скольжением РД в зерне к противоположным ГЗ, а также переползанием новых ЗГД.

Для объяснения упрочнения путем отжига и реализации высокой пластичности в УМЗ структурах предложена следующая теоретическая модель.

Рассмотрим двумерную модель УМЗ материала со средним размером зерна d (рис. 2). Пусть в исходном состоянии имеются два скопления зернограницных дислокаций (ЗГД) одинаковой мощности и разного знака, поджатых внешним сдвиговым напряжением τ к тройным стыкам ГЗ А и В. Эти скопления моделируются двумя супердислокациями А и В с векторами Бюргерса B и $-B$ соответственно (рис. 2a). Такие скопления возникают в результате действия двух зернограницных источников O и O' , причем считается, что они действуют таким образом, чтобы мощность скоплений $B = n_{pub}gb$ поддерживалась постоянной.

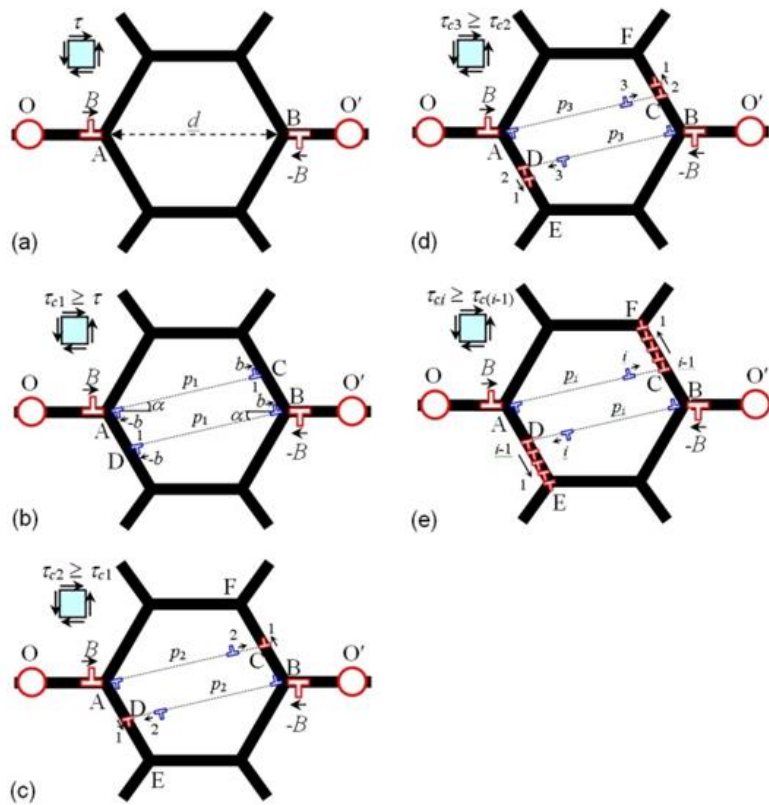


Рис. 2. Модель деформационных механизмов в масштабе зерна в УМЗ материале после отжига и дополнительной деформации. (а) Начальная структура с двумя скоплениями ЗГД, которые моделируются $\pm B$ -супердислокациями. (б) Испускание первой пары РД из тройных стыков А и В. (с) Захват первой пары РД границами зерен и эмиссия второй пары РД. (д) Переползание РД, захваченных ГЗ, вдоль этих ГЗ; эмиссия третьей пары РД. (е) Конфигурация дефектов после испускания i -ой пары РД

В случае УМЗ структуры после отжига без последующей деформации скопления содержат меньшее количество дислокаций n'_{pu} и характеризуются меньшим вектором Бюргера $B' = n'_{pu}b_{gb}$, $B' < B$. Это обусловлено тем, что после отжига в ГЗ нет активных источников, которые бы создали новые ЗГД. В этом случае процессы испускания РД из тройных стыков и образования стенок переползающих ЗГД подобны предыдущему случаю. Однако в образцах после отжига мощность скоплений ЗГД уменьшается после каждого акта испускания РД, что приводит к значительному увеличению критических напряжений, необходимых для испускания новых РД. В результате истощения скоплений ЗГД испускание РД прекращается намного раньше, чем в предыдущем случае, и можно ожидать довольно слабую пластичность.

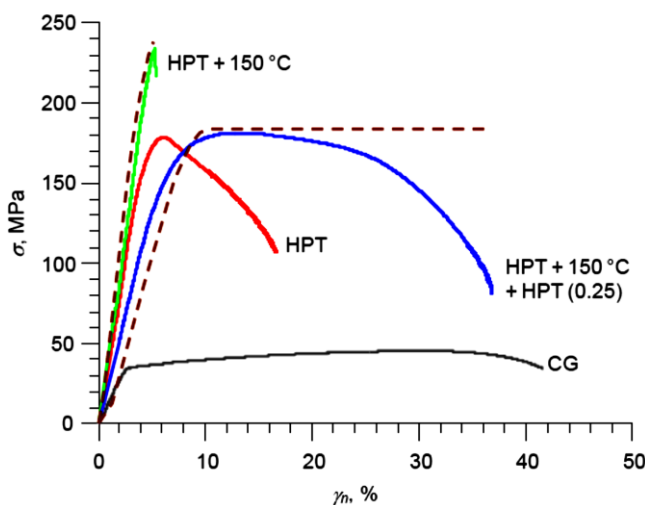


Рис. 3. Теоретические зависимости напряжения течения σ от величины пластической деформации γ_n (штриховые кривые) в сравнении с экспериментальными данными (сплошные кривые)

В работе рассчитаны энергетические характеристики и критические напряжения для эмиссии дислокации в двух различных случаях: для УМЗ Al, подвергнутого только отжигу и отжигу с последующей дополнительной деформацией. Рассчитанные теоретические зависимости напряжения течения от величины пластической деформации хорошо согласуются с полученными экспериментальными данными (рис. 3).

Список литературы

1. R.Z. Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Prog. Mater. Sci. **45**, 103 (2000).
2. A. Azushima, R. Kopp, A. Korhonen et al., J. Manuf. Sci. Technol. **57**, 716 (2008).
3. X. Huang, N. Hansen, N. Tsuji, Science **312**, 249 (2006).
4. M.A. Abdulstaar, E.A. El-Danaf, N.S. Waluyo, L. Wagner, Mater. Sci. Eng. A **565**, 351 (2013).

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ВЕРХНЕГО ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ В КОНТЕКСТЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДИСЛОКАЦИЙ С ПРИМЕСНОЙ ПОДСИСТЕМОЙ

Ключник П.А.

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ “Кристаллография и фотоника” РАН, Москва
fandosmail@gmail.com

Хорошо известно, что наличие примесей в кристаллических материалах может в значительной степени изменять их поведение при пластической деформации. Объясняется это тем, что примеси, содержащиеся в кристалле, взаимодействуют со структурными дефектами кристаллической решётки, в частности, с дислокациями, с движением которых во многом связан процесс пластической деформации. Картина усложняется тем, что примеси, в общем случае, не являются неподвижными, и способны двигаться сквозь кристаллическую решётку вместе с дислокациями, образуя вокруг них “примесные атмосферы”, ещё более препятствующие их движению. Комбинации конкурирующих факторов, таких как возрастание подвижности примесей и дислокаций с ростом температуры теоретически могут приводить к очень интересным эффектам. В частности, наблюдаемый в некоторых экспериментах аномальный рост деформирующего напряжения при повышении температуры, объясняется с точки зрения динамики увлечения примесей движущимися дислокациями [1], [2].

Для описания пластической деформации кристаллов с учётом динамики примесей, существует модель, учитывающая накопление и сбрасывание таких атмосфер дислокациями [3]. Поскольку данная модель учитывает подвижность дислокаций и примесей, она была применена для описания указанного эффекта температурного упрочнения. Для этого потребовалось дополнить имеющуюся модель температурной зависимостью подвижности примесей и дислокаций:

$$V \sim \exp(-E_d/kT)$$
$$1/\tau \sim \exp(-E_i/kT)$$

V характеризует подвижность дислокаций, $1/\tau$ – подвижность примесей, а $E_d > E_i$. Подбор коэффициентов для количественного совпадения с экспериментальными данными по ванадию не проводился, все графики отражают качественное поведение модели.

Результаты моделирования, демонстрирующие появление аномальной температурной зависимости представлены на рис. 1а. Пример экспериментально наблюдаемого в ванадии эффекта показан на рис. 1б.

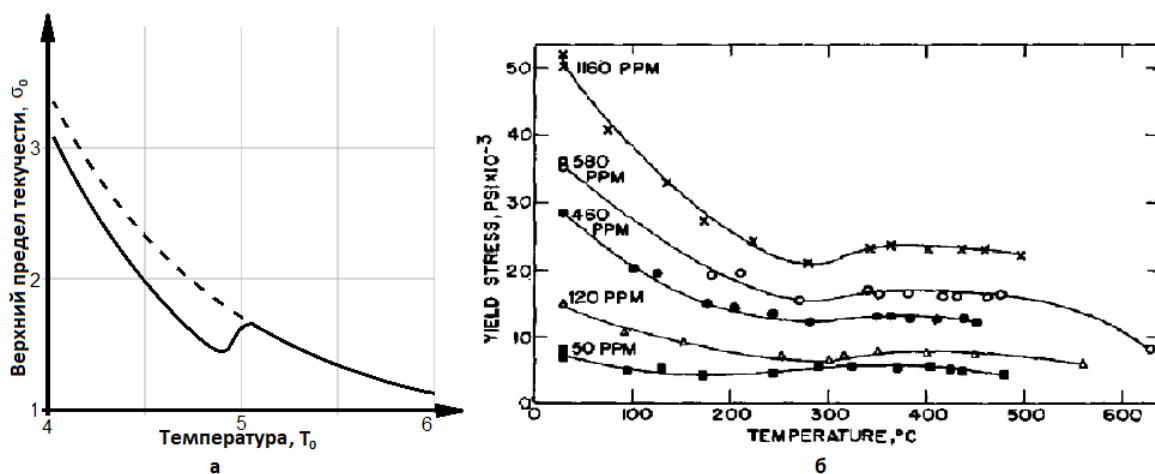


Рис. 1. Демонстрация аномальной температурной зависимости деформирующего напряжения. (а) – результат моделирования. Пунктирной линией показан график, соответствующий полному увлечению примесей дислокациями. (б) – экспериментальные данные [2]

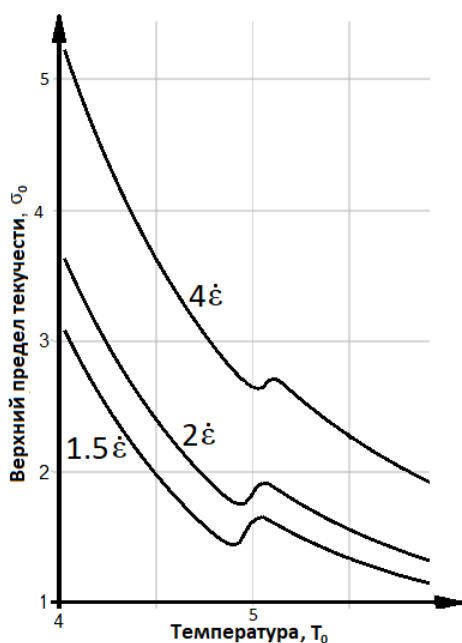


Рис.2. Температурная зависимость деформирующего напряжения для разных значений скорости деформации, результат моделирования

Совпадение пунктирной и сплошной линий на рис. 1а справа от максимума говорит о том, что в этой области происходит полное или почти полное увлечение примесей движущимися дислокациями, что качественно соответствует принятому объяснению.

Интерес также представляет зависимость положения температурного максимума от скорости деформации. Результаты моделирования показывают незначительное увеличение температуры, соответствующей максимуму температурной зависимости деформирующего напряжения с ростом скорости деформирования (рис. 2).

1. R.W.Thompson, O.N.Carlson Strain-aging effects of nitrogen in vanadium. Journal of the less-common metals, 7, 1964, p 321-329
2. Петухов Б.В. Об упрочнении кристаллов посредством иммобилизации дислокаций подвижными примесями. Кристаллография, 2011, Т. 56, N. 1, с. 65-71.
3. Ключник П.А., Петухов Б.В. Влияние примесной атмосферы на деформацию кристаллов кремния. Кристаллография, 2017, Т. 62, N. 4, с. 649-656.

ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИОЛЕФИНОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОРАЗМЕРНЫМИ УГЛЕРОДНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

Овчинников Е.В., Лиопо В.А., Возняковский А.П.,
Возняковский А.А.

Системные исследования композиционных материалов на основе различных полимерных матриц, проведенные во второй половине прошлого столетия, когда устоявшихся терминов, относящихся в настоящее время к низкоразмерным объектам, не существовало, свидетельствуют о том, что роль таких объектов в процессах контактного динамического и статического взаимодействия в системах различной структуры и состава необычайно высока. Наличие многочисленных теоретических и экспериментальных исследований в развивающихся областях нанотехнологий и наноматериаловедения, свидетельствует о необходимости закономерной систематизации разрозненных и часто противоречивых сведений с целью формирования теоретических и практических представлений, пригодных для их эффективного применения при решении конструктивных и инженерных задач. Требуемый уровень структурной организации, определяющий устойчивость композиционного элемента системы к воздействию эксплуатационных факторов, реализуется путем направленного использования компонентов определенного состава, молекулярной массы, габитуса и дисперсности, технологических режимов подготовки, получения и переработки композитов, методов модифицирования контактных поверхностей, позволяющих изменять параметры морфологии и активности, применения эксплуатационных сред, участвующих в трибохимических процессах формирования устойчивых разделительных слоев на зоне фрикционного взаимодействия.

Таким образом, целью данной работы является исследование физико-механических характеристик наноконпозиционных материалов путем применения функционализированных нанокристаллических частиц.

В качестве исходных матриц для создания полимерных композиционных материалов (ПКМ) использовали традиционные многотоннажно выпускаемые отечественной промышленностью полимеры: полиолефины, их сополимеры. В качестве полимерных матриц использовали полиэтилен низкого давления (ПЭНД) и полипропилен (ПП), а в качестве модификаторов низкоразмерные функционализированные частицы углерода (УДА) и алмазосодержащей шихты. Образцы для проведения испытаний в зависимости от состава матрицы получали методом литья под давлением, экструзии с раздувом на промышленном оборудовании при режимах, рекомендованных для переработки базового полимерного материала в соответствии с требованиями соответствующих ГОСТ и ТУ.

Исследование физико-химической структуры полимеров, композиционных материалов и модификаторов проводили традиционными методами рентгеноструктурного анализа, оптической, ИК-спектроскопии по общепринятым методикам.

Модифицирование фторсодержащими соединениями углеродных низкоразмерных частиц оказывает существенное влияние на совместимость полимерных матриц с композиционными нанодисперсными частицами. Фторированные углеродные дисперсные и волокнистые наполнители способствуют упрочнению композитов на основе полиэтилена и других полимерных и олигомерных матриц. Формирование в результате обработки поверхностного слоя с привитыми атомами фтора увеличивает смачиваемость наполнителей растворами, расплавами полимерных и олигомерных матриц и прочность границы раздела «матрица-наполнитель». При модифицировании углерод-

ных волокон фторсодержащими соединениями наблюдается формирование малodefekтных покрытий, которые также соединяют между собой волокна

Проведенные исследования по изучению морфологии углеродных волокон, модифицированных фторсодержащими олигомерами, подтверждают ранее полученные результаты (рис.1).

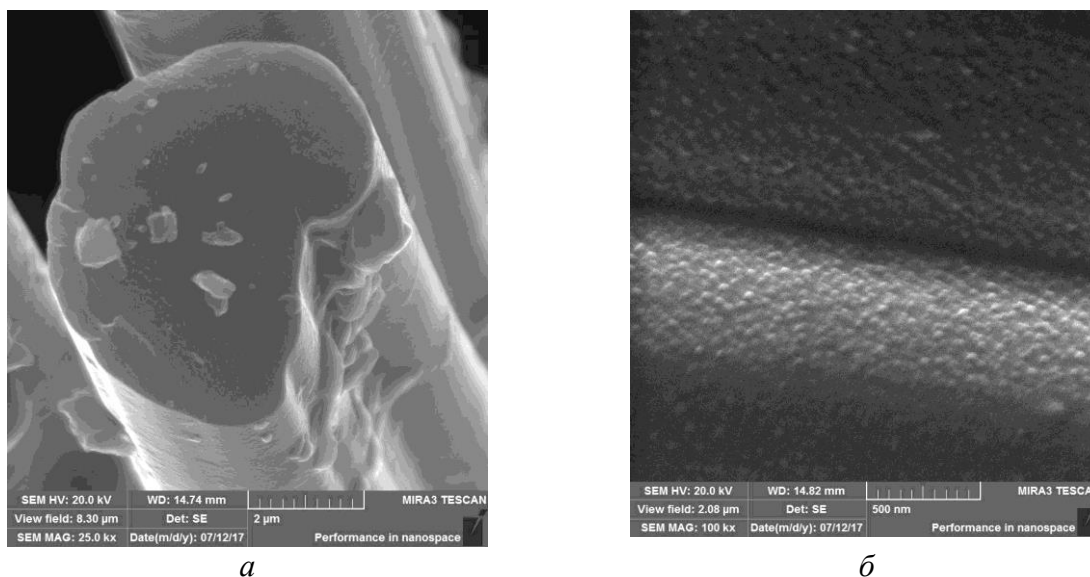


Рис.1. Морфология исходного волокна «Урал»

Согласно полученным данным, диаметр волокна находится в пределах от 4 до 6 мкм. Морфология поверхности углеродного волокна является достаточно развитой, наблюдается наличие объектов с латеральным размером 40–50 нм, которые согласно существующее классификации возможно отнести к наноразмерным [1]. Исходя из данных, представленных на рисунке 1, скорее всего, на поверхности волокна находится пленка замасливателя, а также продуктов, образующихся при получении углеродного волокна.

Исследования, проведенные по определению химического состава поверхностных слоев исходных волокон, показал наличие углерода и кислорода (рис. 2).

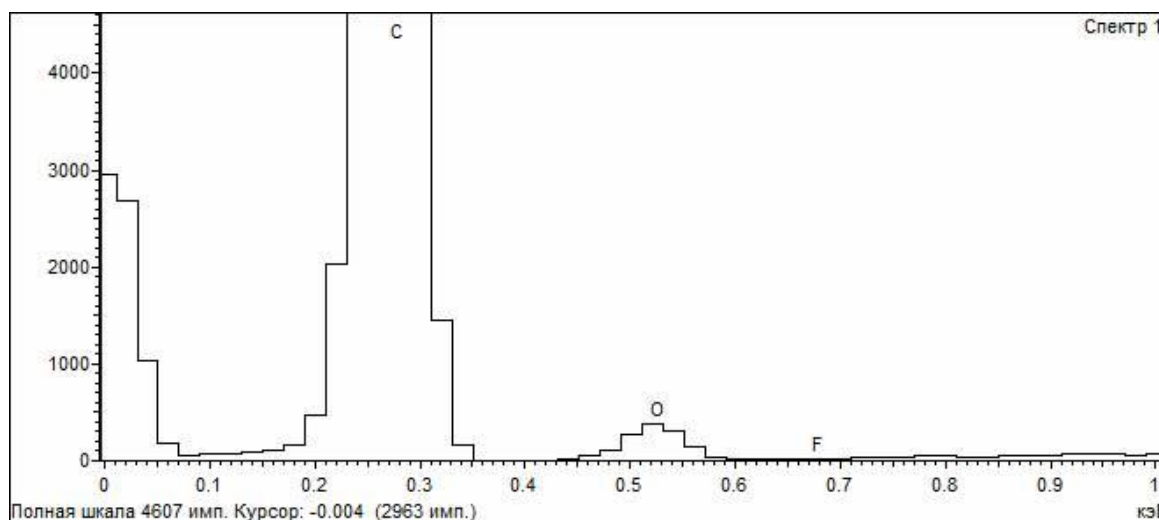


Рис. 2. Результаты микроанализа исходного углеродсодержащего волокна.

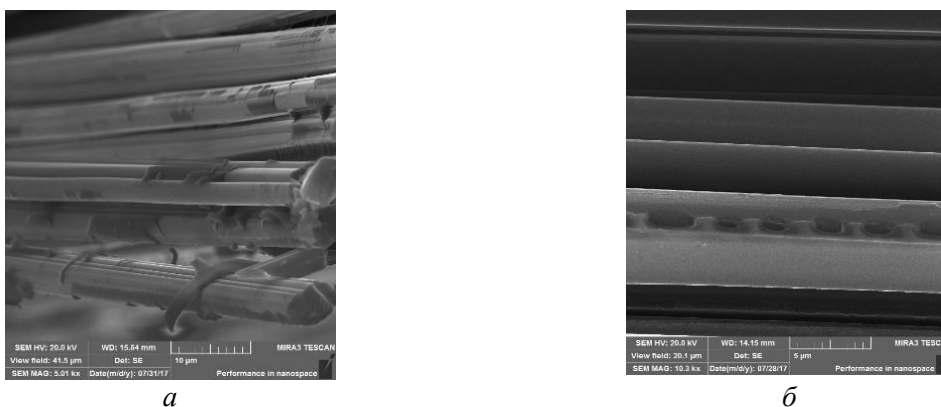


Рис. 3. Морфология углеродных волокон, модифицированных фторсодержащими соединениями (пятикратная обработка в растворе ФСО)

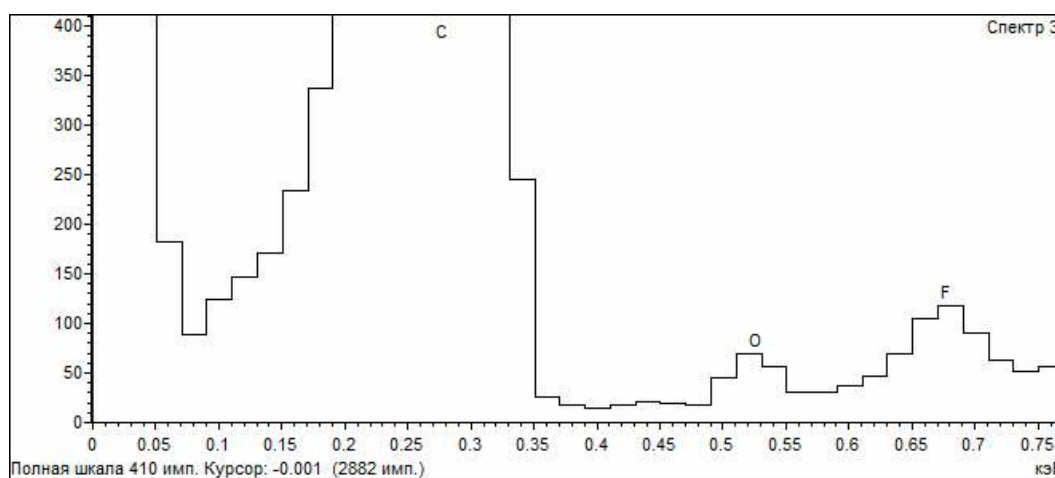


Рис. 4. Результаты микрорентгеноспектрального анализа углеродного волокна, пятикратно обработанного в растворе фторсодержащего олигомера

Согласно данным растровой электронной микроскопии на поверхности волокна наблюдается формирование покрытия фторсодержащего олигомера. Формируются переходные области между волокнами. Наличие фторсодержащих соединений на поверхности углеродных волокон подтверждается данными микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) (рис.4).

Прививка атомов фтора к поверхностному слою частиц различного состава и дисперсности может быть осуществлена химическим, механохимическим, трибохимическим способом при использовании низкомолекулярных, олигомерных, полимер-олигомерных и полимерных компонентов. Для получения фторированных композитов в промышленных масштабах могут быть использованы технологические установки барабанного, лопастного, ударного механизма действия. Использование фторированных компонентов, активированных в результате механического или трибохимического воздействия существенно повышает показатели прочностных и триботехнических характеристик композитов на основе полиэтилена. Так введение функционализированных нанодисперсных углеродных частиц, получаемых по бризантной технологии, в матрицу полиэтилена приводит к возрастанию прочностных характеристик полимера на 14-22 % при концентрации модификатора 1 мас.% - 5 мас.%.

1. Наноалмазы детонационного синтеза: получение и применение/П.А.Витязь и др.; под общей редакцией П.А.Витязя – Минск:Беларус.навука,2013 – 381 с.

РАЗРАБОТКА ЖАРОПРОЧНОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ СОЕДИНЕНИЙ МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА ДЛЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ

Коржов В. П.¹, Кийко В. М.¹, Хвостунков К.А.²

¹ИФТТ РАН, Черноголовка, ²МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия;
korzhov@issp.ac.ru

Придание волокнистому или слоистому композитам формы готового изделия представляет непростую задачу. Предлагаемая технологическая схема получения слоистых композитов из фольг тугоплавкого ниобия дает возможность достаточно просто формовать из них изделия на стадии, предшествующей образованию хрупких интерметаллических соединений, упрочняющих материал, когда структура заготовки ещё не содержит их. В настоящем же сообщении задача усложнялась тем, что заодно с формированием слоистой структуры жаропрочного композита на основе ниобия с упрочнением его же соединениями с кремнием и бором пробовалось получить на его поверхности покрытие из фазы Новотного жаростойких соединений молибдена и вольфрама. В связи с этим название доклада можно было сформулировать как разработка жаропрочного композита с жаростойким покрытием...

Таблица. 1. Конструкция и режимы диффузионной сварки пакета Nb/(Si-B)

Nb/(Si-B)
«Книжный» элемент из Nb-фольги толщиной 60 мкм – 7 шт.
Количество: Nb-фольга – 14 + 1 = 15 шт.; 1-стороннее (Si-B)-покрытие – 14 шт.
Содержание: (Si-B)-покрытий – 15,5 мас.%; двух (Mo-W-Si)-покрытий – 7,8 мас.%. Толщина пакета после ДС – 1,6 мм. ДС: 1400 °С, 1 ч при 7,4 МПа + 1400 °С (1 ч при 11,8 МПа и 2 ч при 15,7 МПа).

Исходной заготовкой был многослойный пакет, составленный из семи элементов «книжной» (U-образной) формы, приготовленных из Nb-фольг толщиной 60 мкм с односторонними суспензионными покрытиями (рис. 1, табл. 1).

Суспензии – это взвеси мелкодисперсных порошков в органических жидкостях. В качестве органики здесь применялся поливинил бутираль. Для пакетов Nb/(Si-B) использовались суспензии из смеси порошков кремния и бора с соотношением Si/B = 3 в поливинил бутирале. Покрытия наносили на фольги методом «окрашивания» через металлическую сетку из тонкой проволоки.

Толщины покрытия регулировалась диаметром сеточной проволоки.

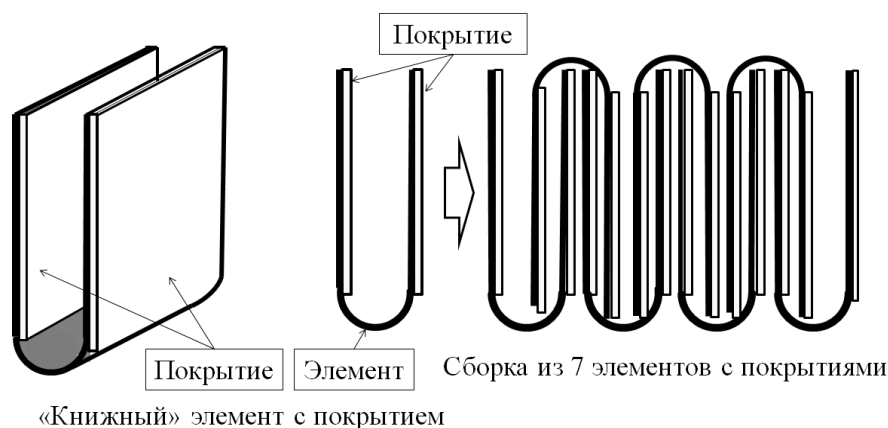


Рис. 1. Сборка многослойных пакетов из элементов «книжной формы» с односторонним покрытием на поверхностях элементных металлических фольг

Одностороннее покрытие для элемента означает нанесение его на отдельные элементные фольги по одну сторону каждой из них. Тогда одно покрытие оказывается снаружи, второе – внутри элемента. В собранном пакете один из крайних элементов имел только внутреннее покрытие, а фольги внутри пакета чередовались с одним его слоем.

Для получения жаростойкого покрытия суспензионная смесь из порошков Mo–W–Si наносилась на наружные Nb-поверхности пакета Nb/(Si–B). Состав смеси соответствовал одной из фаз Новотного: 44%Mo–44%W–12 мас.%Si. Предполагалось, что углерод, являющийся одним из элементов фазы Новотного, будет попадать в покрытие из CO-атмосферы в камере сварочной установки и ленточных прокладок из термически расщеплённого графита, проложенных между пакетом и обоими пуансонами.

Диффузионная сварка (ДС) пакета Nb/(Si–B) происходила в 2 этапа при одной температуре 1400 °С, но при разных давлениях и в течение 1 и 3 ч соответственно.

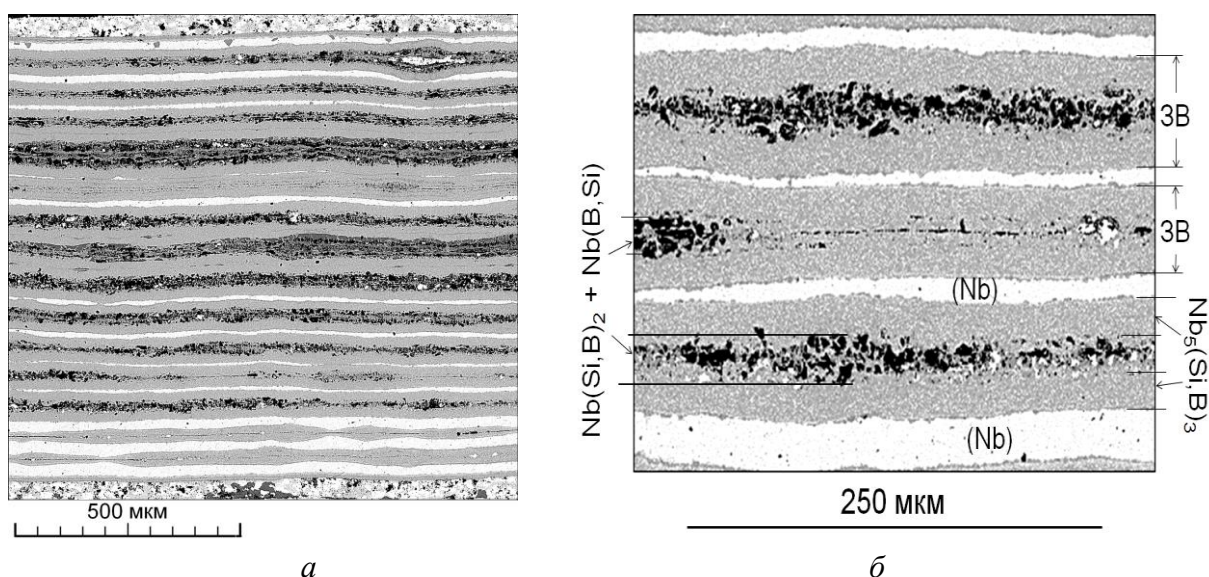


Рис. 2. Макро- (а) и микроструктура (б) композита Nb/(Si–B) после 2-го этапа ДС: суммарное время выдержки – 4 ч, давление – до 15,7 МПа: (Nb) – твердый раствор на основе ниобия; 3В – зона взаимодействия между ниобием и (Si–B)-покрытием

Макроструктура композита после 2-го этапа ДС показана на рис. 2а. Видно, что ниобиевые фольги, которые наследовались тонкими светлыми слоями различной толщины, сохранялись ближе к поверхности. Их полное «расходование» наблюдалось в средней области поперечного сечения и не было связано с увеличением времени диффузионной сварки до 4 часов после второго этапа, потому что такая же картина наблюдалась и после 1-го этапа ДС с 1-часовой выдержкой. Вероятнее, что это было следствием понижающегося температурного градиента в направлении от середины пакета к его наружным слоям.

Идентификация обнаруженных фаз проводилась с помощью локального рентгеновского спектрального анализа. Спектры, относящиеся к одной фазе, группировались и вычислялись средние значения концентраций для каждого из ее элементов.

Зоны взаимодействия (рис. 2б) состояли из средней области и 2-х слоев серого цвета толщиной ~40 мкм, представленных твердым раствором бора в соединении Nb₅Si₃. Его усредненный по трем элементам состав – Nb_{4,97}(Si_{2,87}B_{0,16})_{3,03}. Средние области 3В состояли как минимум из двух надежно идентифицированных фаз. Первая – твердый раствор бора в NbSi₂: Nb(Si,B)₂ ≡ Nb_{0,98}(Si_{1,93}B_{0,09})_{2,02}. Вторая – твердый раствор кремния в NbB: Nb(B,Si) ≡ Nb_{0,86}(B_{1,10}Si_{0,03})_{1,14}.

Светлые слои (Nb), оставшиеся от Nb-фольг, после двух этапов ДС состояли из ниобия, растворившим лишь до 0,4 ат.%Si. Интересно отметить, что после ДС в течение

ние 1 ч на первом этапе их структура была заэвтектической с преобладающим, по сравнению с кремнием, содержанием бора.

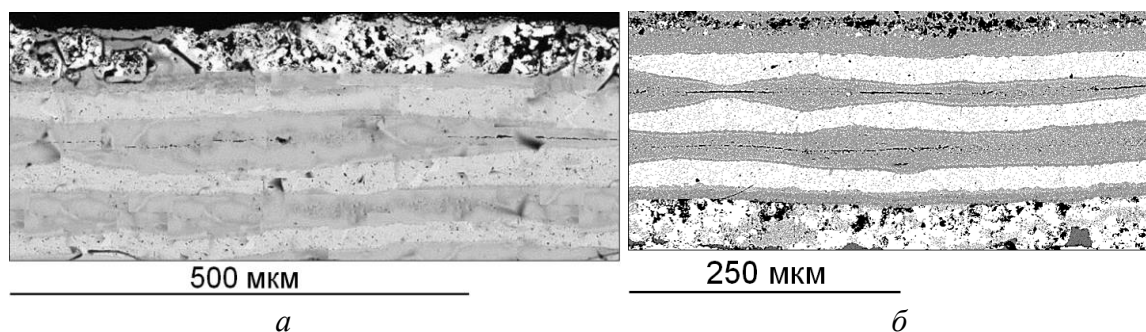


Рис. 3. Микроструктура приповерхностных областей поперечного сечения композита Nb/(Si-B) с покрытиями из соединений молибдена и вольфрама с кремнием и углеродом после 1-го (а) и 2-го (б) этапов ДС при 1400 °С

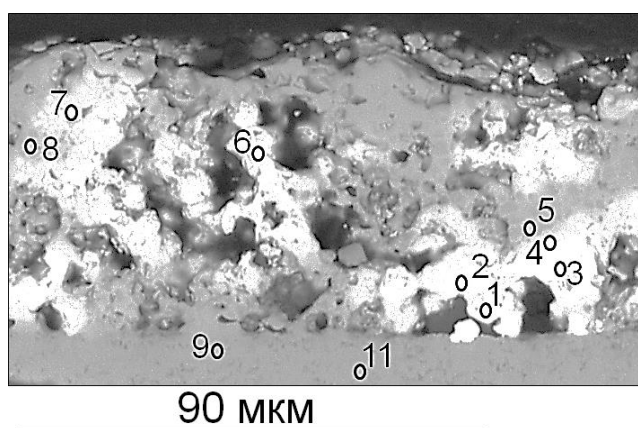


Рис. 4. Микроструктура покрытия из соединений молибдена и вольфрама на композита Nb/(Si-B) после 1-го этапа ДС при 1400 °С в течение 1ч: 1–9, 11 – номера спектров

На рис 3 показаны покрытия, образовавшиеся на поверхности композита Nb/(Si-B) после 1-го и 2-го этапов сварки. Его толщина составляет ~60 мкм. Проведенное исследование фазовой структуры покрытия (рис. 4) после 1-го этапа ДС дало следующие результаты.

1. В составе покрытия (рис. 4) обнаружены три фазы: (1) карбидо-силицид молибдена и вольфрама состава $(\text{Mo}_{30,36}\text{W}_{15,69})_{46,05}(\text{Si}_{27,71}\text{C}_{26,24})_{53,95}$, который можно представить в виде эквивалентного карбидо-силицидного соединения $(\text{Mo,W})(\text{Si,C}) = (\text{Mo}_{0,61}\text{W}_{0,31})_{0,92}(\text{Si}_{0,55}\text{C}_{0,53})_{1,08}$, (2) карбидо-силицида молибдена с растворенными в нем вольфрамом и ниобием до

3 ат. % состава $(\text{Mo}_{37,76}\text{W}_{2,26}\text{Nb}_{0,59})_{40,61}(\text{Si}_{34,80}\text{C}_{24,85})_{59,65}$, который, если его идентифицировать с известными соединениями, то ближе других будет монокарбид $\text{MoC} = (\text{Mo}_{0,76}\text{Me}_{0,06})_{0,82}(\text{Si}_{0,69}\text{C}_{0,49})_{1,18} = (\text{Mo,Me})(\text{Si,C})$, где $\text{Me} = \text{W}$ и Nb , и (3) светлая фаза – неиспользованный в реакции вольфрам.

2. Слой композита, прилегающий к покрытию (спектры 9 и 11) – это карбид ниобия NbC_{1-x} с растворенными в нем Mo , W и Si : $(\text{Nb}_{41,5}\text{Me}_{1,4})_{42,9}(\text{C}_{51,3}\text{Si}_{5,8})_{57,1} \equiv (\text{Nb}_{0,83}\text{Me}_{0,03})_{0,86}(\text{C}_{1,03}\text{Si}_{0,11})_{1,14} = (\text{Nb,Me})(\text{C,Si})_{1-x}$, где $\text{Me} = \text{Mo}$ и W .

Вывод. В процессе диффузионной сварки при 1400 °С в течение 1 ч, фазы Новотного $(\text{Mo,W})_5\text{Si}_3\text{C}$ или $(\text{Mo,W})_5\text{Si}_2$, ради которых проводился эксперимент, ещё не сформировались вероятней всего, вследствие низкой температуры сварки. Но эксперимент показал, что диффузионное взаимодействие между компонентами происходит достаточно активно. Эксперименты будут продолжены при более высоких температурах сварки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-00687 А).

НЕКОТОРЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОСТИ И МИКРОСТРУКТУРА СЛОИСТОГО Nb/Al-КОМПОЗИТА С КРЕМНИЕМ И УГЛЕРОДОМ

Коржов В. П.¹, Кийко В. М.¹, Некрасов А.Н.²

¹ИФТТ РАН, ²ИЭМ РАН, Черногоровка, Россия;

korzhov@issp.ac.ru

Предложенная в сообщении [1] технологическая схема получения слоистых композитов использована для изготовления Nb/Al-композита с кремнием и углеродом. Надо сказать, что композит ниобий-алюминий без добавления любых других элементов исследовался нами на начальном этапе разработки технологии твердофазного приготовления многослойных композитов со слоистыми структурами. Пара Nb–Al на тот период была удобным объектом для апробации выбранной технологии в силу деформируемости обоих компонентов. По прошествии времени появился интерес вернуться к системе Nb–Al, беря ее за основу для композитов с комплексным упрочнением силицидами или карбидами наряду с интерметаллическими соединениями алюминия.

В работе исследуются композиты, полученные диффузионной сваркой многослойных пакетов NbC/Al из элементов «книжного» типа [1] из фольг сплава Nb–0,1%С и Al или того же сплава Nb–0,1%С и сплава Al–Si. Вместо сплава Al–Si в пакете мог использоваться также Al-элемент с суспензионным Si-покрытием.

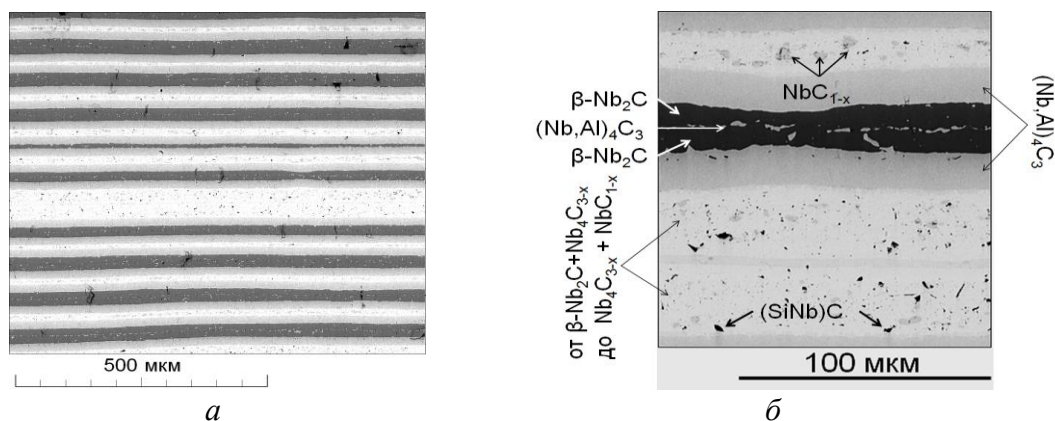


Рис. 1. Макро- (а) и микроструктура (б) композита Nb_{0,1}C/Al после сварки при 1400 °С

Слоистую структуру композитов исследовали с помощью растровой рентгеновской спектроскопии. В качестве примера на рис. 1 представлена структура композита Nb_{0,1}C/Al. Выявлено наличие как минимум 3-х структурных составляющих (см. рис. 1б): (1) слои с фазовым составом от β-Nb₂C + Nb₄C_{3-x} до Nb₄C_{3-x} + NbC_{1-x}, имеющие внутри себя выделения монокарбида NbC_{1-x} серого цвета и карбида кремния с 10 ат.%Nb – (SiNb)C темного цвета; (2) слои серого цвета карбида Nb и Al (Nb,Al)₄C₃ и (3) темные слои карбид β-Nb₂C со строчкой светлых выделений того же карбида (Nb,Al)₄C₃, но отличающегося концентрациями элементов. В работе представлены данные измерения прочности при 1100–1350 °С и трещиностойкости.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №17-03-00687).

1. Коржов В.П., Кийко В.М., Хвостунков К.А. Разработка жаропрочного покрытия из соединений молибдена и вольфрама для слоистых композитов на основе ниобия. // Настоящий сборник тезисов докладов.

РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В НАНОСЛОЕ, СОДЕРЖАЩЕМ СТЕРЖНЕОБРАЗНОЕ ВКЛЮЧЕНИЕ ПРЯМОУГОЛЬНОГО СЕЧЕНИЯ, ЗА СЧЕТ ИСПУСКАНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ РЕБРОМ ВКЛЮЧЕНИЯ

Микаелян К.Н.¹, Гуткин М.Ю.¹⁻³

¹ *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

² *Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия*

³ *Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,*

Санкт-Петербург, Россия

kristy_mik@mail.ru

Синтез, изучение и применение плоских гетерогенных наноструктур являются одними из основных направлений современного материаловедения и прикладной физики. В настоящее время большое внимание уделяется квазиодномерным (1D) наноструктурам, таким как нанопроволоки и наноремни [1-3], внедренные в квазидвумерные (2D) подложки и нанослои [4-7]. Различия в кристаллическом строении и свойствах материалов, составляющих такие композитные 1D+2D наноструктуры, приводит к появлению в них остаточных термоупругих напряжений и напряжений несоответствия. При определенных условиях эти напряжения начинают релаксировать за счет зарождения и развития различных дефектов, которые оказывают негативное воздействие на свойства таких композитных наноструктур.

Изучение механизмов релаксации и критических условий их активации имеет первостепенное значение для этих наноструктур. На данный момент существует ряд работ, посвященных теоретическому анализу этих проблем [8-11]. В частности, имеются теоретические модели, описывающие релаксацию напряжений путем образования дислокаций несоответствия на границах приповерхностных нанопроволок в виде длинных параллелепипеда [8, 9] и цилиндра [10] в полубесконечных подложках, и слоя, пересекающего тонкую пластину перпендикулярно ее поверхностям [11]. Заметим, однако, что до сих пор не исследовался случай, когда ограниченная нанопроволока или наноремень залегали в нанослое параллельно его поверхностям.

В настоящей работе рассмотрена модель нанопроволоки или наноремня в виде длинного параллелепипеда, расположенного параллельно свободным поверхностям нанослоя (рис. 1). Предполагается, что такой параллелепипед испытывает собственную однородную трехмерную дилатационную деформацию, обусловленную несоответствием f параметров кристаллических решеток параллелепипеда и нанослоя. При этом материалы параллелепипеда и нанослоя полагаются упруго изотропными и однородными, имеющими одинаковые упругие модули. Решение соответствующей граничной задачи теории упругости получено в работе [12]. Исходя из этого решения, можно предположить, что наиболее вероятным механизмом релаксации найденных в [12] напряжений несоответствия должно служить испускание ребрами параллелепипеда диполей краевых дислокаций, полных или частичных. В данном случае для простоты вычислений рассматривается скольжение дислокаций вдоль грани параллелепипеда, перпендикулярной поверхностям нанослоя (рис. 1).

Испускание дислокационного диполя сопровождается изменением полной энергии системы $\Delta W = W_{el} + W_c + \gamma(x_2 - x_1) - A$, где W_{el} – упругая энергия диполя в нанослое, которая рассчитывается с помощью решения граничной задачи теории упругости о краевой дислокации в тонком слое [13], W_c – энергия дислокационных ядер, γ – удельная энергия дефекта упаковки в случае частичных дислокаций, A – работа по зарождению диполя в поле напряжений несоответствия, которая рассчитывается с помо-

щью решения [12]. Поскольку изменение энергии ΔW зависит от двух переменных x_1 и x_2 – координат испущенных дислокаций, его анализ удобно проводить с помощью карт $\Delta W(x_1, x_2)$. Примеры таких карт, построенных для включения Ge в нанослое Si с параметром несоответствия $f=0.042$, векторами Бюргера частичных и полных дислокаций соответственно $b=0.23$ нм и 0.46 нм, модулем сдвига $G=60$ ГПа, коэффициентом Пуассона $\nu=0.26$, $\gamma=0.069$ Дж/м² и координатой центра сечения включения $x_0=25$ нм, приведены на рис. 2.

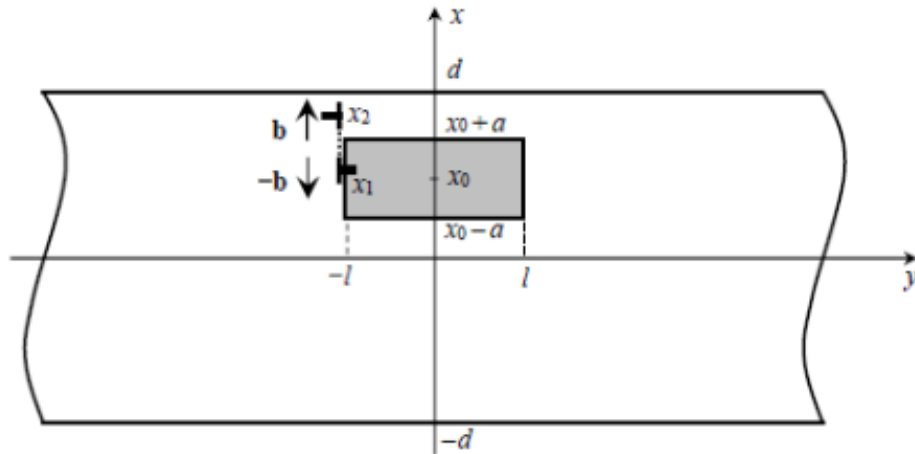


Рис. 1. Поперечное сечение включения в виде длинного параллелепипеда с размерами $2l \times 2a$ в нанослое толщиной $2d$. Левое верхнее ребро параллелепипеда испускает диполь краевых дислокаций с векторами Бюргера $\pm \mathbf{b}$, одна из которых скользит вдоль границы включения, занимает на ней равновесное положение x_1 и становится дислокацией несоответствия, а вторая скользит к свободной поверхности нанослоя и либо останавливается в равновесном положении x_2 , либо выходит на эту поверхность.

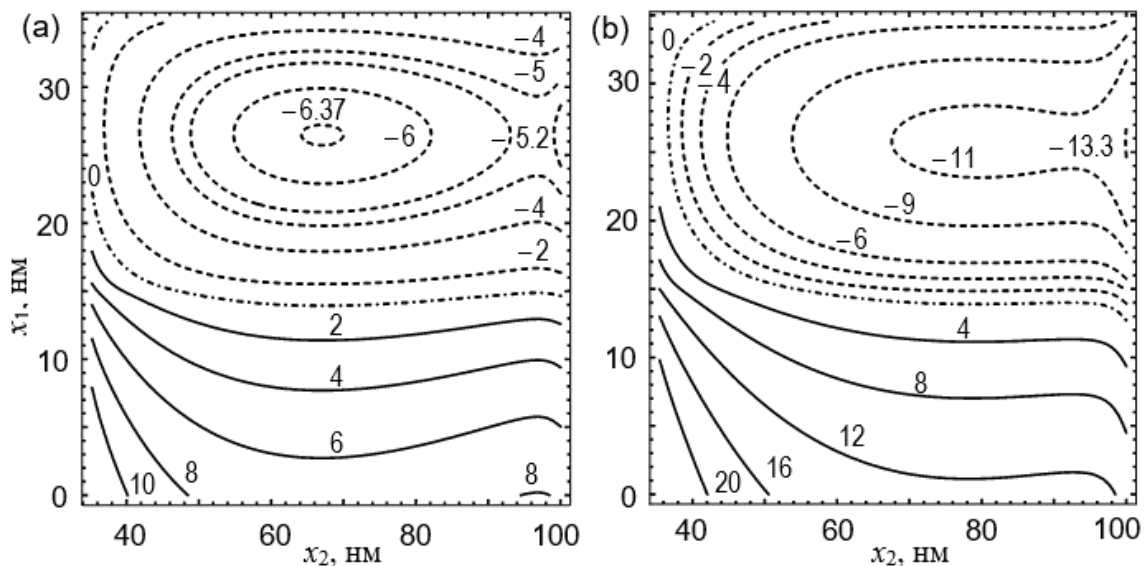


Рис. 2. Карты изменения энергии для частичных (а) и полных (б) дислокаций при $2d=200$ нм, $2l=50$ нм, $2a=20$ нм. Равновесные положения частичных дислокаций: $x_{1eq} \approx 26$ нм, $x_{2eq} = 67$ нм; полных дислокаций: $x_{1eq} \approx 26$ нм, $x_{2eq} = 100$ нм. Значения энергии даны в нДж/м.

Из приведенных карт видно, что при заданном наборе параметров испускание дислокаций не требует преодоления энергетического барьера. В случае испускания частичных дислокаций одна из них занимает равновесное положение в точке $x_{1eq} \approx 26$ нм – примерно по центру левой грани параллелепипеда, на 1 нм ближе к его верхней

границы, а вторая – в точке $x_{2eq} = 67$ нм, не доходя 33 нм до верхней поверхности нанослоя, т. е. примерно по середине между верхней гранью параллелепипеда и этой поверхностью. При этом выигрыш в энергии за счет релаксации примерно равен 6.37 нДж/м. В случае испускания полных дислокаций одна из них так же занимает равновесное положение в точке $x_{1eq} \approx 26$ нм, а вторая доходит до верхней поверхности нанослоя. Выигрыш в энергии в этом случае составляет примерно 13.3 нДж/м, т. е. более чем в 2 раза выше, чем при испускании частичных дислокаций.

Зависимость равновесного положения дислокаций, испущенных в направлении к поверхности нанослоя, от полутолщины нанослоя d и размеров включения показана на рис. 3, с помощью которого можно анализировать различные состояния испущенных диполей полных и частичных дислокаций.

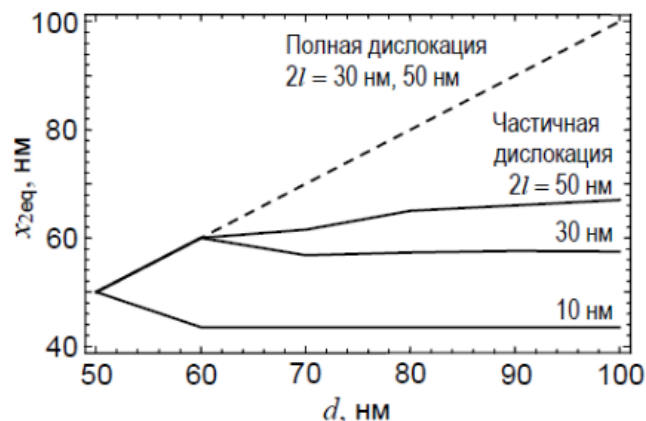


Рис. 3. Зависимость равновесного положения x_{2eq} от полутолщины нанослоя d для $2a = 20$ нм и разных значений $2l$

Таким образом, испускание диполей полных и частичных дислокаций ребром включения служит эффективным каналом релаксации напряжений несоответствия в рассмотренной композитной наноструктуре. Одна из дислокаций диполя всегда занимает равновесное положение вблизи середины левой грани включения, тогда как вторая, в случае частичных дислокаций, может оставаться внутри нанослоя или выходить на его поверхность в зависимости от значений параметров системы, а в случае полных дислокаций – всегда должна выходить на поверхность.

Список литературы

1. Z.W. Pan, Z.R. Dai, Z.L. Wang, Science 291 (2001) 1947.
2. Z.L. Wang, J. Phys.: Condens. Matter 16 (2004) R829.
3. Z. Zhao, J. Tian, Y. Sang, A. Cabot, H. Liu, Adv. Mater. 27 (2015) 2557.
4. X.L. Wang, V. Voliotis, J. Appl. Phys. 99 (2006) 121301.
5. Y. Chen, S. Milenkovic, A.W. Hassel, Nano Lett. 8 (2008) 737.
6. L. Yan, F. Bai, J. Li, D. Viehland, J. Am. Ceram. Soc. 92 (2009) 17.
7. P. Sahoo, J. Basu, S. Dhara, H.C.Fang, C.P. Liu, T.R. Ravindran, S. Dash, A.K. Tyagi, J. Mater. Sci. 47 (2012) 3447.
8. M.Yu. Gutkin et al., J. Phys.: Condens. Matter 15 (2003) 3539
9. J. Colin, Phil. Mag. Lett. 95 (2015) 152.
10. J. Colin, Int. J. Solids Structures 82 (2016) 9.
11. J. Colin, Int. J. Solids Structures 82 (2016) 393.
12. К.Л. Малышев, М.Ю. Гуткин, А.Е. Романов, А.А. Ситникова, Л.М. Сорокин. Дислокационные модели и дифракционный контраст стержнеобразных дефектов в кремнии. Препринт ФТИ им. А.Ф. Иоффе АН СССР №1109, Л., 1987, 43 с.
13. M.Yu. Gutkin, A.E. Romanov, Phys. Stat. Sol. A 125 (1991) 107.

МНОГОМАСШТАБНАЯ КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ ПРИ СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Наймарк О.Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН,
Пермь, Россия
naimark@icmm.ru*

Много- и гигацикловая усталость является важнейшей фундаментальной и инженерной проблемой для различных областей приложений. Серии катастроф, обусловленных разрушением газотурбинных двигателей, в сочетании с высокой стоимостью оценки ресурса и потенциальной стоимостью разработки новых конструкций, стимулировали перспективные концепции национальных программ в области много- и гигациклового разрушения, основанные на использовании новых фундаментальных результатов при оценке усталостной прочности. Суть программ заключается в разработке подходов, использующих результаты фундаментальных исследований, современных методов лабораторного моделирования и количественного анализа структурных изменений для обоснования оценки стадийности разрушения и закономерностей «критичности» при переходе к макроскопическому разрушению. Устойчивый интерес к гигацикловому диапазону (10^9 циклов) усталостных нагрузок связан с возможностями достижения данного усталостного ресурса вследствие прогресса в создании новых (нано- и субмикроструктурных) материалов, прорывными тенденциями в технологии, обеспечившими экономическую востребованность гигациклового ресурса в области авиационного моторостроения.

Многомасштабные закономерности разрушения металлов (железо, титан, алюминий) исследуются в условиях многоциклового и сверхмногоциклового усталости. В сопоставлении с результатами структурных исследований развиты теоретические представления о кинетике роста усталостной трещины при много- и гигацикловом режиме нагружения в поврежденной среде. Стадии зарождения и распространения усталостной трещины анализировались по данным количественной профилометрии поверхностей разрушения. Установлена масштабная инвариантность рельефа поверхности разрушения, что позволило предложить объяснение автомодельного характера роста трещины в условиях много- и гигацикловой усталости. Проведен анализ изменения упруго-пластических свойств армко-железа в процессе гигацикловой усталости акустическим резонансным методом. Установлено разуплотнение материала в процессе циклического деформирования, вызванное накоплением дефектов, при этом минимум плотности наблюдается в центре образца.

Исследования выполнены при поддержке РФФИ (грант п. 17-01-00687а).

Список литературы

1. Bathias C., Paris P.C. Gigacycle fatigue in mechanical practice. – Marcel, Dekker Publisher Co., 2005. – 328p.
2. Betekhtin V.I., Kadomtsev A.G., Narykova M.V., Bannikov M.V., Naimark O.B., Abaimov S.G., Akhatov I.S., Palin-Luc T. Experimental and theoretical study of multiscale damage-failure transition in very high cycle fatigue//Physical Mesomechanics.-2017.-V. 20.- № 1.-P. 78-89.

УПРУГИЕ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ni–Ti–Nb

Чуйко Е.А.¹ Кустов С.Б.², Сапожников К.В.^{1,3},
Николаев В.И.³

¹ Университет ИТМО, Санкт-Петербург, Россия

² Университет Балеарских островов, Пальма-де-Мальорка, Испания

³ Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН,

Санкт-Петербург, Россия

e.chyiko@mail.ru

Работа посвящена изучению упругих (модуль Юнга) и неупругих (внутреннее трение) свойств сплавов Ni–Ti–Nb с эффектом памяти формы. Исследовались сплавы Ni–Ti–Nb в прокатанном состоянии с содержанием Nb около 5 и 14 at.%, полученные из Католического университета г. Лёвен, Бельгия. Содержание водорода в сплавах, определенное методом горячей вакуумной экстракции, составляет 134 и 154 at.ppm, соответственно. Для акустических измерений использовалась автоматизированная установка на базе резонансного метода составного пьезоэлектрического вибратора, работающая при частотах продольных колебаний около 100 кГц [1]. Образцы в виде стержней прямоугольного поперечного сечения длиной около 15 мм были предварительно выдержаны 300 сек. при температуре 573 К для снятия эффекта механической стабилизации, который мог быть вызван прокаткой. Измерялись температурные зависимости декремента колебаний и эффективного модуля Юнга в диапазоне температур 90–330 К, а также зависимости этих характеристик от амплитуды колебательной деформации при различных температурах.

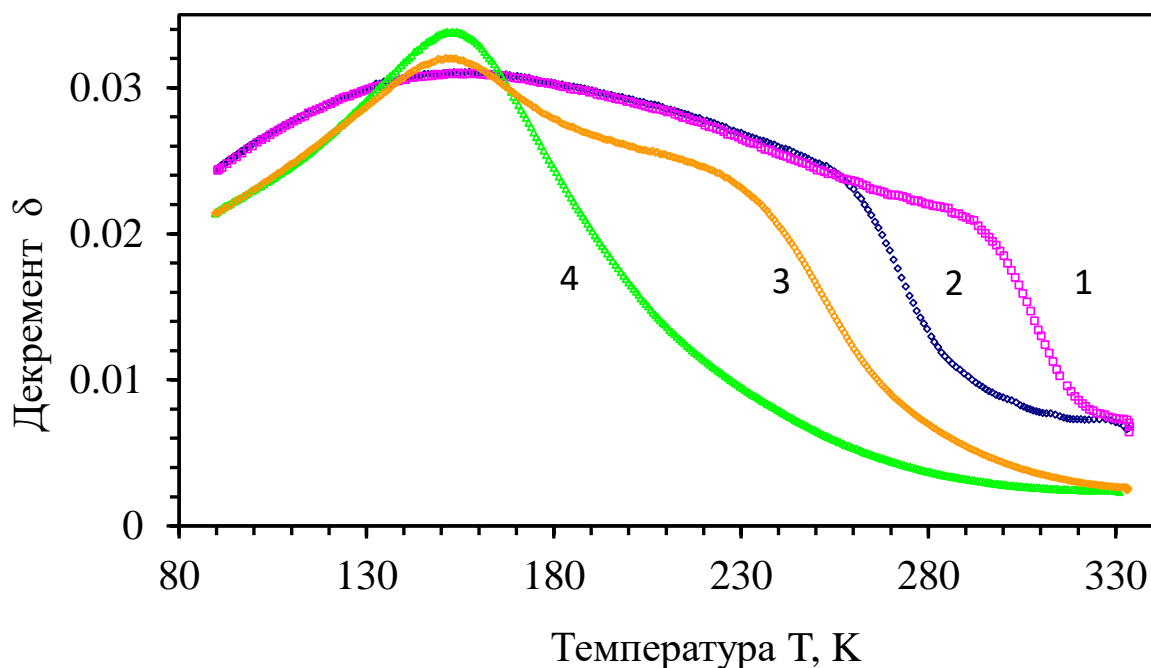


Рис. 1. Температурная зависимость декремента образцов сплавов Ni–Ti–5 at.% Nb (сплав А) и Ni–Ti–14 at.% Nb (сплав С), измеренная при амплитуде колебательной деформации 10^{-6} в цикле охлаждение-нагрев. Цифрами на рисунке обозначены 1 – нагрев сплава А, 2 – охлаждение сплава А, 3 – нагрев сплава С, 4 – охлаждение сплава С

Температурные зависимости внутреннего трения (рис.1) и эффективного модуля Юнга (рис. 2) демонстрируют температурный гистерезис превращения, который сопровождается минимумами модуля Юнга и перегибами на кривых внутреннего трения. При температурах около 150 К в обоих сплавах наблюдается максимум внутреннего трения. Высокотемпературный склон максимума сопровождается значительным усилением временной зависимости внутреннего трения, что позволило связать его с пиннингом (закреплением) двойниковых границ подвижными точечными дефектами. Обнаруженный в сплавах Ni–Ti–Nb максимум внутреннего трения имеет ту же природу, что и максимум, наблюдавшийся ранее в сплавах Ni–Ti [2] и Ti–Ni–Fe [3], и связанный с конкуренцией двух температурно-зависимых процессов, влияющих на концентрацию водорода в области ядра двойниковых границ.

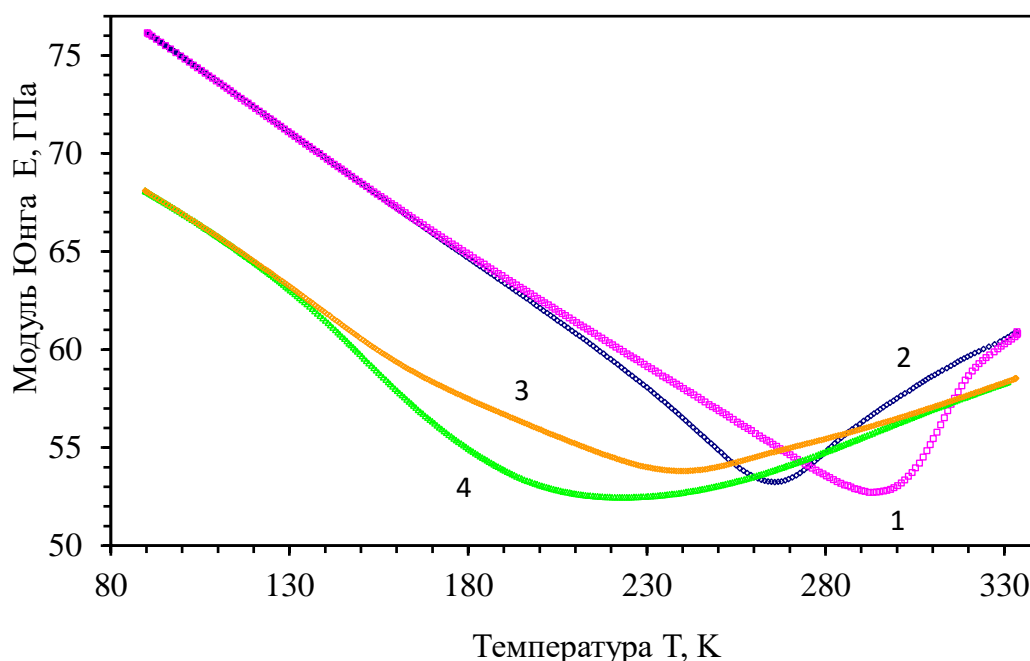


Рис. 2. Температурная зависимость эффективного модуля Юнга образцов сплавов Ni–Ti–5 at.% Nb (сплав А) и Ni–Ti–14 at.% Nb (сплав С), измеренная при амплитуде колебательной деформации 10^{-6} в цикле охлаждение-нагрев. Цифрами на рисунке обозначены 1 – нагрев сплава А, 2 – охлаждение сплава А, 3 – нагрев сплава С, 4 –охлаждение сплава С

Работа поддержана Министерством образования и науки Российской Федерации (госзадание № 3.1421.2017/4.6).

Список литературы

1. S. Kustov, S. Golyandin, A. Ichino, G. Gremaud, Mater. Sci. Eng. A, 2006, V.442, p.532–537.
2. K. Sapozhnikov, J. Torrens-Serra, E. Cesari, J. Van Humbeeck, S. Kustov, Materials, 2017, V.10, 1174.
3. K. Sapozhnikov, J. Torrens-Serra, E. Cesari, J. Van Humbeeck, S. Kustov, Metals, 2017, V.7, 493.

EFFECT OF TEST TEMPERATURE AND LOADING RATE ON THE SUSCEPTIBILITY OF THE STEEL TO DELAYED FRACTURE

Mishin V.M., Shchitov D.V.

North-Caucasus Federal University, Pyatigorsk, Russia

mishinvm@yandex.ru

The purpose of the work is to develop a kinetic strength model, which describes the transition from delayed fracture micromechanism to cleavage martensitic steel micromechanism, which takes into account the level of residual microstrain, loading speed and temperature tests. The time dependence of strength is a general feature of the failure of solids [1]. Study test temperature and loading rate influence on the delayed fracture tendency of hardened steel was carried focused bend at different speeds beam testing machine. Applied load were converted into the local maximum tensile stress using the finite element method [2]. It was found that the conditions of the transition from a thermally activated mechanism of delayed fracture to the power for local destruction of hardened steel can be described criterial expression consisting of the sum of the activation and force component equal to the characteristic impedance are local fracture (cleavage). A kinetic model is also the strength of steel, which describes the transition from micromechanism delayed fracture to cleavage fracture micromechanisms, taking into account the residual microstresses, loading rate and temperature tests.

$$\frac{KT}{\gamma} \ln \frac{\tau}{\tau_0} + \sigma_{11\max} = \sigma_F \cdot \quad (1)$$

where τ_0 – the pre-exponential factor depending on the frequency of the attempts to overcome the potential barrier and the number and characteristics of activation sites, K is the Boltzmann constant, and T is the temperature, γ – the activation volume, $\sigma_{11\max}$ – the maximum local tensile stress, which is caused by the externally applied load and the action of stress concentrator, σ_F – the critical local tensile stress, which is the characteristics of local failure of steel, and the thermoactivation volume γ

Equation (1) shows that the achievement of the criterion value of material strength σ_F needs a combination of the thermoactivation component $\frac{KT}{\gamma} \ln \frac{\tau}{\tau_0}$ and the local stress $\sigma_{11\max}$.

Upon delayed thermoactivated fracture, the thermoactivation component predominates, and the power component $\sigma_{11\max}$ is insufficient for cleavage fracture, $\sigma_{11\max} < \sigma_F$. As a result, the temperature-dependent mechanism of delayed fracture is realized for time τ . In the case where the local stress $\sigma_{11\max}$ approaches the σ_F value, the role of thermoactivation component in the crack nucleation decreases, and the power mechanism of brittle cleavage fracture becomes predominate. At significant loading rates (for small τ), $\sigma_{11\max}$ reaches σ_F , and the fracture occurs by cleavage $\sigma_{11\max} = \sigma_F$.

The established conditions of the transition from the thermoactivated mechanism of delayed fracture to the power mechanism of the local failure of the quenched steel can be described by the criterion expression consisting of the sum of the activation and power components, which are equal to the characteristic of the steel resistance to the local fracture (cleavage).

1. Regel V.R., Slucker A.I., Tomashevskij Je.E. Kineticheskaja priroda prochnosti tverdyh tel. [The kinetic nature of strength of solids] Nauka, 1974, 560 p.
2. Sarrak V.I., Mishin V.M. Delayed failure of steels. Materials Science. 1992. Vol. 28. № 5. P. 419-420.

РАДИАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПОВРЕЖДАЮЩЕГО ОБЛУЧЕНИЯ

Чернов В.М.

*АО «Высокотехнологический НИИ неорганических материалов
имени академика А.А. Бочвара» (АО «ВНИИНМ»), Москва, Россия*
VMChernov@bochvar.ru.

Рассмотрены структура и физико-механические свойства (упругие модули, прочность, пластичность, хрупкое разрушение, хладноломкость) металлических конструкционных материалов (КМ) с ОЦК (ферритно-мартенситные стали, сплавы ванадия, др.) и ГЦК (аустенитные стали, др.) кристаллическими решетками в условиях «до-после-в процессе» низкотемпературного повреждающего облучения. Показаны качественные и количественные различия состояний и свойств КМ «до-после» (равновесное статическое состояние) и «в процессе» (существенно неравновесное динамическое состояние) облучения. В зависимости от жесткости напряженно-деформированных состояний, типа кристаллической решетки, низкотемпературного предела текучести, подвижности дислокаций и температуры в КМ могут возникать разные моды пластического деформирования и хрупкого разрушения разрывом или сдвигом (хладноломкость). Определены условия (управляющие параметры) возникновения хладноломкости, включающие образование критических (полукритических) трещин разрыва и сдвига, генерирующих дислокации, высокий низкотемпературный предел текучести, высокое стартовое напряжение движения дислокаций и низкий уровень вязкого торможения дислокаций (режим «сухого» трения) в динамической области их подвижности на фронтах трещины и деформационной полосы. Скорости распространения критической трещины (разрыв) и деформационной сдвиговой полосы (сдвиг) определяются динамической подвижностью дислокаций на их фронтах. Условия возникновения хладноломкости могут выполняться в ОЦК КМ, определяя температурные области их хладноломкости, и не выполняются в ГЦК КМ (хладноломкость отсутствует).

«До-после» облучения в ОЦК КМ хладноломкость проявляется модами пластической деформации с хрупким разрывом при лавинном распространении критической трещины (разрывная хладноломкость) или с хрупким сдвигом при образовании и лавинном (адиабатическим) распространении деформационных сдвиговых полос (сдвиговая хладноломкость). «В процессе» облучения в ОЦК КМ состояние радиационной хладноломкости с хрупким разрушением разрывом или сдвигом не формируется (отсутствует хладноломкость).

Обсуждаются возможности и перспективы создания физических моделей и компьютерного моделирования радиационных структур, дефектов и физико-механических свойств КМ, определяемых и управляемых объединением физических законов макросистемы и квантовой (атомной) микросистемы. Для выяснения (уточнения) механизмов формирования радиационных свойств КМ и создания соответствующих количественных моделей требуются результаты экспериментальных исследований КМ «в процессе» нейтронного облучения. Реализация таких исследований существенно увеличит эффективность разработок КМ для ядерных и термоядерных энергетических реакторов, но требует мощных источников ядерных нейтронов типа MBIR (Россия) и термоядерных нейтронов типа IFMIF (ЕС, Япония) и DEMO-FNS, FNS-STP (Россия).

ЗАКОНОМЕРНОСТИ НАКОПЛЕНИЯ СКАЛЯРНОЙ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ И ЕЕ КОМПОНЕНТ НА РАЗЛИЧНЫХ СТАДИЯХ ПРОЧНЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
Koneva@tsuab.ru

При пластической деформации происходит накопление дислокаций и их организация в определенные дислокационные субструктуры (ДСС). Количество дислокаций, накапливаемых в материале к определенной степени деформации, принято характеризовать средней скалярной плотностью дислокаций $\langle \rho \rangle$. Эшби М.Ф. [1] ввел понятие о геометрически необходимых дислокациях (ГНД) и статистически запасенных (СЗД). СЗД тормозятся относительно слабыми барьерами – другими дислокациями. Величина плотности ГНД ρ_G определяет неоднородность пластической деформации и ее градиенты, обусловленные наличием границ зерен и границ деформационного происхождения, которые формируются по мере развития деформации. Поэтому величина ρ_G должна изменяться при переходе от одной стадии деформационного упрочнения к другой. Вопрос этот практически не изучен. Целью настоящего исследования было установление закономерностей накопления ГНД на различных стадиях пластической деформации поликристаллических ГЦК твердых растворов на основе меди.

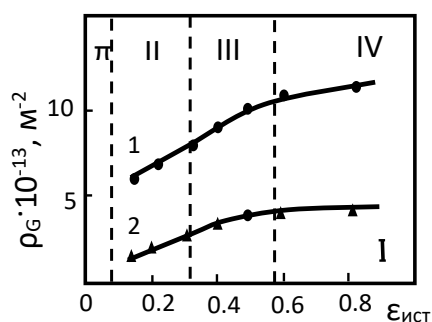


Рис. Зависимости ρ_G от степени деформации $\epsilon_{\text{ист}}$ при разных размерах зерен: 1 – $d = 10 \text{ мкм}$; 2 – $d = 240 \text{ мкм}$. $T_{\text{деф}} = 293 \text{ К}$. Сплав $\text{Cu} + 14 \text{ ат. \% Al}$. Пунктирными линиями указаны стадии деформации

Материалами исследования были поликристаллические ГЦК сплавы $\text{Cu} + 0.4 \text{ ат. \% Mn}$, $\text{Cu} + 19 \text{ ат. \% Mn}$, $\text{Cu} + 0.5 \text{ ат. \% Al}$, $\text{Cu} + 14 \text{ ат. \% Al}$. Деформация образцов проводилась на машине Instron со скоростью 10^{-2} с^{-1} при комнатной температуре. Дислокационная структура изучалась на фольгах методом ПЭМ. Величина ρ_G определялась с использованием параметров изгибных экстинкционных контуров [2].

В результате исследований установлено, что накопление ГНД наиболее интенсивно происходит на стадиях деформационного упрочнения II и III (рисунок). Эти стадии связаны с формированием субграниц деформационного происхождения (разориентированных границ ячеек, микрополос, микродвойников, оборван-

ных субграниц). На стадии IV величина ρ_G с деформацией изменяется слабо. Обсуждается причина такого поведения ρ_G . Уменьшение размера зерна увеличивает плотность ГНД.

Исследования выполнены при поддержке государственного задания на проведение научных исследований по проекту № 3.8320.2017/БЧ.

1. Ashby M.F. The deformation of plastically nonhomogeneous material // Phil. Mag. – 1970. – V.21, №170. – P.399-424.
2. Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Конева Н.А. Скалярная плотность дислокаций и ее компоненты, накапливаемые при деформации в малоцентрированных твердых растворах Cu-Al // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. – 2011. – Т.8, №1. – С.52-60.

ОЦЕНКА СОСТОЯНИЯ ДЕФОРМИРУЕМОГО ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА: АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И РЕНТГЕНОВСКАЯ ТОМОГРАФИЯ

Дамаскинская¹ Е.Е., Пантелеев² И.А., Гафурова³ Д.Р., Фролов¹ Д.И.,
Гиляров¹ В.Л.

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

² Институт механики сплошных сред Уральского отделения РАН,
Пермь, Россия

³ Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова,
Москва, Россия
Kat.Dama@mail.ioffe.ru

Для прогнозирования развития процесса разрушения и оценки степени критичности состояния деформированных материалов необходимо понять физические причины, вызывающие качественный переход от стадии дисперсного (стабильного) накопления повреждений к критической (или опасной) стадии, и найти критерий этого перехода.

В работе проведены прямые исследования накопления дефектов на разных этапах деформирования гетерогенного материала (гранита) с помощью двух неразрушающих методов: акустической эмиссии (АЭ) и рентгеновской компьютерной микротомографии (КТ).

Эксперименты проводились на образцах гранита Westerly, который состоит из 28% кварц, 33% плагиоклаз, 33% полевой шпат, 5% слюда (3.5% биотит, 1.9% мусковит) [1], средний размер зерна составляет 0.075 mm [2].

Исследование дефектной структуры образцов методом рентгеновской микротомографии до и после механических испытаний проводилось с помощью томографа ScyScan 1172 (Bruker, Belgium).

Была определена форма и размеры образцов, которые оптимальны как для механических испытаний, так и для томографии - это цилиндры диаметром 10 mm и высотой 20 mm. Пространственное разрешение томографических изображений при таком размере образца составило ~3 мкм. С учетом физических принципов томографии, конструктивных особенностей рентгеновской трубки и камеры томографа, достигнутое разрешение является максимально возможным для образцов данного размера [3].

Томографическая съемка всех образцов с пространственным разрешением 3 мкм, проведенная до начала механических испытаний, показала, что в материале не обнаружено дефектов типа трещин и пор (с размером более 3 мкм).

Квазистатические испытания цилиндрических образцов гранита Westerly проводились в условиях одноосного сжатия на электромеханической испытательной машине Shimadzu AGX-Plus. Контроль за дефектообразованием осуществлялся с помощью мониторинга акустической эмиссии в режиме real-time (аппаратурный комплекс Amsy-5 Vallen System). Два широкополосных пьезопреобразователя акустической эмиссии AE105A с полосой 450-1150 kHz крепились к торцам образца, что позволило осуществить линейную локацию источников сигналов АЭ. В процессе эксперимента формировалась база данных, в которой записаны параметры отдельных сигналов АЭ - время излучения, координата источника и энергия. Точность определения координат источников сигналов АЭ ~2 mm.

Образцы гранита деформировали поэтапно. После каждого этапа образец разгружался и выполнялась томографическая съемка. Для каждого из 11 исследованных образцов было проведено 11 этапов нагружения и томографической съемки.

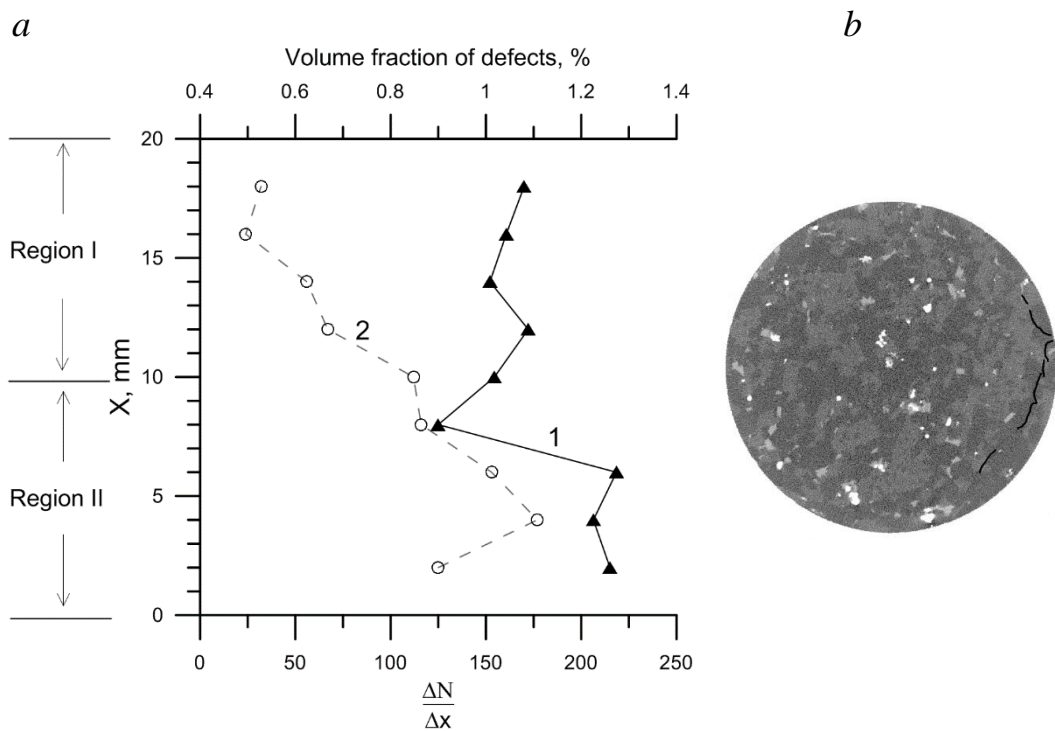


Рис.1. Последняя стадия деформирования. Распределение объемной доли дефектов (кривая 1) и числа сигналов АЭ (кривая 2) вдоль высоты образца (а); пример томографического среза (b), на котором черная линия – образовавшаяся трещина

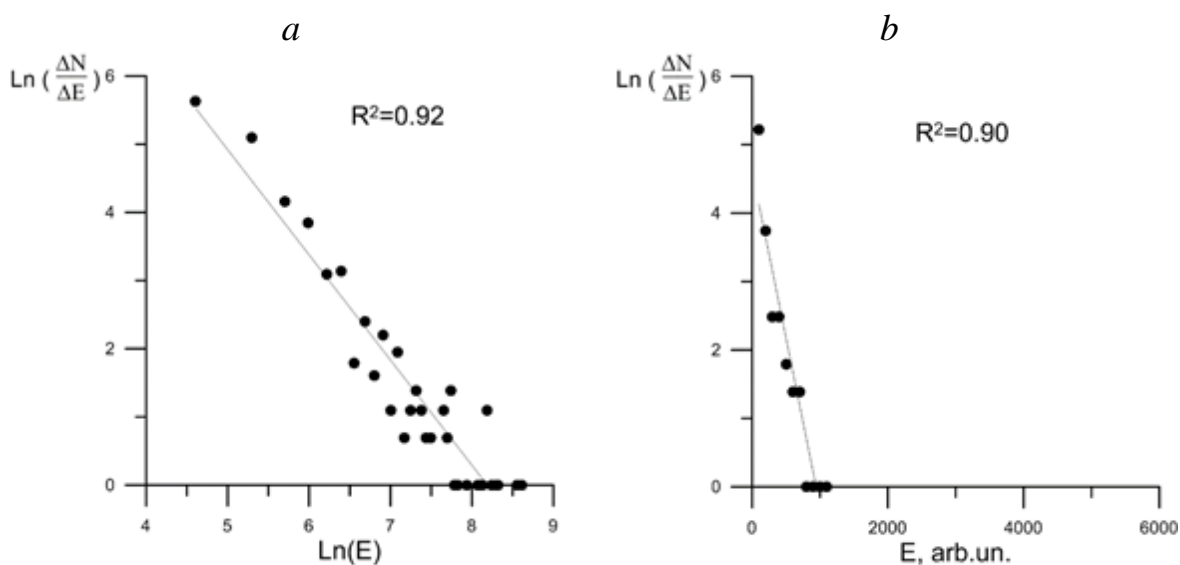


Рис.2. Распределение сигналов АЭ по энергии: а – в области образца, обозначенной «Region II», b – в области «Region I». (R^2 – коэффициент детерминации)

В образце удается выделить область (обозначена «Region II» на рис.1а), в которой распределение числа сигналов АЭ по энергии аппроксимируется степенной функцией (рис.2а). Степенное распределение указывает на то, что в данной области система дефектов перешла в состояние самоорганизованной критичности [4]. То есть в этой области материал образца находится на критической стадии процесса разрушения. Согласно концепции [4] дальнейшее развитие процесса приведет к потере целостности образца (разделению на части).

В этой же области наблюдается повышенная концентрация источников сигналов АЭ. Компьютерная томография показывает, что и объемная доля дефектов в данной области выше, чем в остальном объеме. В то же время, в других частях образца («Region I» на рис.1а) энергетическое распределение сигналов АЭ можно аппроксимировать экспоненциальной функцией (рис.2b).

Показанные на примере одного образца результаты характерны для всей серии. Отметим, что область, в которой материал переходит в критическое состояние может формироваться в различных частях образцов.

Установлено, что анализ функционального вида (степенной или экспоненциальный) энергетических распределений АЭ-сигналов позволяет выделить область образца, в которой система дефектов перешла в состояние самоорганизованной критичности, и образовались крупные трещины. Этот результат согласуется с данными рентгеновской томографии.

Таким образом, форма энергетического распределения сигналов АЭ может использоваться как индикатор текущего состояния деформированного материала, а изменение формы от экспоненциальной к степенной является критерием перехода к критическому этапу разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (гранты 16-05-00237, 17-05-00720).

Список литературы

1. Chayes, F., 1950, Composition of the granites of Westerly and Bradford, Rhode Island : Am. J. Sci., 248, 378–407.
2. Stesky, R. M., 1978, Mechanisms of high temperature frictional sliding in Westerly granite : Can. J. Earth Sci., 15, 361–375.
3. Tóth T., Hudák R., 2013, Computed Tomography – its Development, Principle and Image Artifacts. Acta Mechanica Slovaca. 4(1-7), 40-47.
4. Bak, P, 1996, How Nature Works: the Science of Self-Organized Criticality: Springer-Verlag.

ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕХАНИЗМОВ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И РАЗРУШЕНИЯ В НИТИНОЛЕ $Ni_{49,8}Ti_{50,2}$

Шарипов И.З.

*Уфимский государственный технический университет,
г. Уфа, Россия,
ilgizsh@mail.ru*

Сплавы системы Ni–Ti обладают эффектом памяти формы (ЭПФ) и этом качестве применяются для изготовления исполнительных и функциональных устройств в технике, в медицине и др. В этих устройствах используют однократный или односторонний ЭПФ. Применение многократного или обратимого ЭПФ ограничивается тем, что он нестабилен при термическом циклировании, а также разрушением материала образца через некоторое число циклов.

Так, например, в сплаве $Ni_{49,8}Ti_{50,2}$ при многократном прохождении фазового перехода величина ЭПФ возрастает в 8–10 раз (рис.1.). Такое изменение называют «эффектом тренировки» образца.

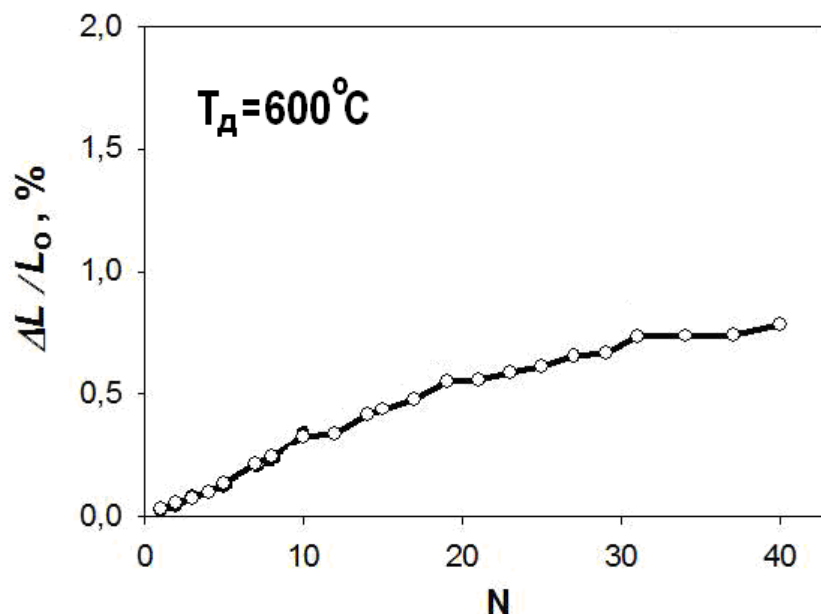


Рис. 1. Величина дилатационных скачков в образцах сплава $Ni_{49,8}Ti_{50,2}$ в зависимости от числа термических циклов (N) [1]

Изменение величины ЭПФ естественным образом обусловлено изменениями в структуре материала. Исследования микроструктуры материала подтверждают тесную связь дилатации с текстурой сплава $Ni_{49,8}Ti_{50,2}$. Чем сильнее выражена текстура, тем больше величина ЭПФ.

При фазовом переходе в процессе роста мартенситных зерен происходит деформация приграничных с ними областей, вследствие чего возрастает плотность дислокаций в кристаллах и их распределение. При многократном циклировании происходит накопление деформации в материале и, при достижении критических значений, его разрушение.

Таким образом, и возрастание величины ЭПФ и разрушение материала связаны с изменениями в структуре, вызванными накоплением деформации при термоциклировании.

Из этого можно получить два практических вывода для увеличения ресурса работы исполнительных механизмов на основе ЭПФ: 1) уменьшить величину деформации при фазовом переходе, чего можно достичь, например, уменьшением размера зерен; 2) снизить накопленную деформацию и внутренние напряжения отжигом или отпуском.

Список литературы

1. Шарипов И.З. Эволюция при термоциклировании обратимого эффект памяти формы в нитиноле $Ni\ 49,8\% - Ti\ 50,2\%$, Петербургские чтения по проблемам прочности. Сб. материалов. конф., г. СПб, 2012, ч. 2, с. 324.

О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ БЕСКОНЕЧНОЙ ДЛИНЫ В ПЛОСКОЙ МОДЕЛИ КЛИНОВИДНОГО ДВОЙНИКА КОНЕЧНОЙ ДЛИНЫ

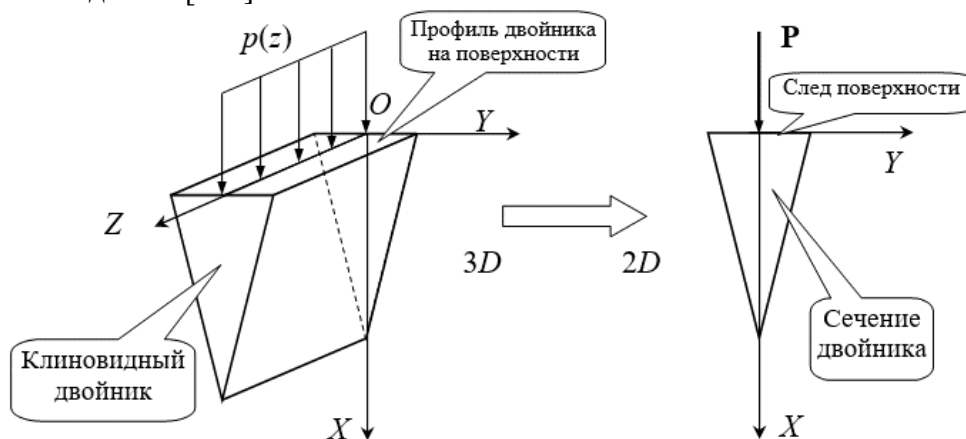
Остриков О.М.

УО «Гомельский государственный технический университет
имени П.О. Сухого», Гомель
omostrikov@mail.ru

При решении контактных задач механики сдвойникованных материалов при расчете полей напряжений у клиновидного двойника, находящегося у поверхности кристалла, деформируемой сосредоточенной нагрузкой, возникает вопрос о правомерности использования в дислокационной модели двойника прямолинейных дислокаций бесконечной длины. Это обусловлено тем, что на практике длина двойников, как правило, конечна.

Действительно в трехмерной модели двойника использование прямолинейных бесконечных дислокаций, например, параллельных оси OZ в реальности ограничивается описанием клиновидных двойников бесконечной вдоль оси OZ длины, и такие двойники образуются в кристалле, поверхность которого деформируется нагрузкой распределенной вдоль данной оси (рис. 1). Однако в двумерной (плоской) модели двойника такой подход может быть использован и для двойников конечной длины по аналогии с задачей о деформировании поверхности кристалла сосредоточенной нагрузкой [1, 2]. При этом в трехмерной задаче нагрузка распределена вдоль оси OZ , а в плоской – действует в точке пересечения секущей плоскости с осью OZ [1].

Так и в случае плоской задачи о клиновидном двойнике конечной длины (как и в случае конечных границ зерен [3]) широко используются двойникообразующие дислокации бесконечной длины [3–6].



Пространственная и плоская модели клиновидного двойника в деформируемом сосредоточенной нагрузкой твердом теле

1. Джонсон К. Механика контактного взаимодействия. – М.: Мир, 1989. – 510 с.
2. Журавков М.А. Фундаментальные решения теории упругости и некоторые их применения в геомеханике, механике грунтов и оснований. – Минск: БГУ, 2008. – 247 с.
3. Миркин Л.И. Физические основы прочности и пластичности. – М.: МГУ, 1968. – 540 с.
4. Косевич А.М., Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникового кристаллов // Успехи физических наук. – 1971. – Т. 104, № 2. – С. 101–255.
5. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. – Киев: Наук. Думка, 1978. – 220 с.
6. Остриков О.М. Дислокационная модель некогерентного нетонкого двойника // Журнал технической физики. – 2012. – Т. 82, № 11. – С. 38 – 42.

ИЗГИБ СВОБОДНОЙ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Андронов И.Н.¹, Демина М.Ю.²

¹Ухтинский государственный технический университет, Ухта, Россия

iandronov@mail.ru

²Сыктывкарский лесной институт (филиал)

Санкт-Петербургского государственного лесотехнического университета,

Сыктывкар, Россия

mdemina59@mail.ru

Пластины из материалов с памятью формы применяются в различных областях техники и медицины [1]. Деформационные свойства изделий зависят от предварительных термической [2] и пластической обработки металла.

Целью работы является экспериментальное исследование параметров изгиба незакрепленной пластины из никелида титана от величины предварительной пластической деформации. Пластина имеет прямоугольное сечение размерами $h = 0,6$ мм, $b = 18,31$ мм, момент инерции сечения $J = bh^3 / 12 = 0,33$ мм⁴ и длину $l = 77,16$ мм. Пластины предварительно отжигали при температуре 500⁰С в течение часа в заневоленном состоянии между плоскими жесткими брусками.

Эксперимент выполняли в следующей последовательности: пластину пластически деформировали при температуре ~20 °С, придавая форму дуги окружности радиуса R_0 , затем разгружали, при изотермической (псевдоупругой) разгрузке радиус кривизны пластины изменялся до R . Затем пластину нагревали в свободном состоянии через интервал обратного мартенситного превращения и определяли конечный радиус кривизны пластины $R_{вос}$ после нагрева. Псевдоупругую деформацию рассчитывали по формуле $\varepsilon_{пу} = \frac{h}{2R_0} - \frac{h}{2R}$; деформацию, обусловленную эффектом памяти формы при последующем нагревании как $\varepsilon_{эф} = \frac{h}{2R} - \frac{h}{2R_{вос}}$, и оценивали коэффициент восстановления

формы пластины за счет эффекта памяти формы

$$k_c = \frac{h/2R - h/2R_{вос}}{h/2R} = 1 - \frac{R}{R_{вос}}$$

Опыт для каждого значения R_0 повторяли три раза, оценивая погрешности деформаций $\varepsilon_{пу}$, $\varepsilon_{эф}$.

Результаты (рис. 1) показывают, что изотермическая псевдоупругая деформация пластины незначительно зависит от исходного радиуса кривизны R_0 ; деформация, обусловленная памятью формы, возрастает в 4,7 раз при

уменьшении R_0 в 3,35 раза. Коэффициент восстановления формы равнялся практически 1 при всех R_0 , т.е. деформация пластины, оставшаяся после псевдоупругой разгрузки, восстанавливалась полностью при последующем нагревании.

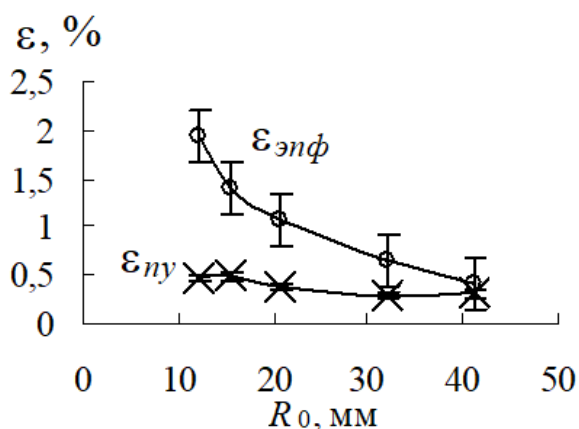


Рис. 1.

Список литературы

1. Гусев Д.Е., Колеров М.Ю., Орешко Е.И. и др. Оценка биомеханической совместимости имплантируемых опорных пластин из сплавов на основе титана и никелида титана методом компьютерного моделирования / Титан. 2011, №3. С. 37 - 42.
2. Малыгин Г.А. Механизм двунаправленного эффекта памяти формы в кристаллах никелида титана // Физика твердого тела. 2003, Т.45, Вып. 9. С. 1700 – 1705.

РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН В ГОРНЫХ ПОРОДАХ, СОДЕРЖАЩИХ ВОДУ

**Калачев В.А.¹, Панфилов Г.П.¹, Зайцев Д.В.¹, Кочанов А.Н.²,
Костандов Ю.А.³, Панфилов П.Е.¹**

¹ *Институт естественных наук, УрФУ, Россия,
Екатеринбург*

peter.panfilov@urfu.ru

² *Институт проблем комплексного освоения недр
Российской академии наук, Москва*

³ *Крымский федеральный университет, Симферополь*

Известно, что водная среда способна менять деформационное поведение горных пород разного генезиса и морфологии. Одним из механизмов такого влияния является эффект Ребиндера, когда под влиянием внешней среды происходит драматическое снижение напряжения, при котором начинается движением дислокаций. Особенности этого явления можно изучать, наблюдая развитие трещин в лабораторных образцах, деформируемых в воде. В качестве модельных материалов были выбраны: гранит, кварцит, серпентинит, искусственный песчаник, каменный уголь и керамика на основе оксида алюминия плазменного напыления. Малогабаритные образцы для испытаний имели форму цилиндра диаметром 6 мм и толщиной 3 мм. Бразильский тест (диаметральное сжатие – не прямое растяжение) был выбран в качестве схемы нагружения (скорость траверсы 1 мм/мин). Испытания проводили на воздухе и водопроводной воде при комнатной температуре. Развитие трещин на поверхности образцов изучали при помощи оптических микроскопов, а морфологию изломов изучали при помощи сканирующего электронного микроскопа. Испытания показали, что характер деформационных кривых был одинаков для всех модельных материалов и не зависел от среды испытания, однако предел прочности и деформация до разрушения на воздухе были выше, чем в воде. При нагружении на воздухе образцы серпентинита, гранита и песчаника оставались целыми, тогда как не менее половины остальных горных пород распадалась на части. Напротив, только половина образцов горных пород, испытанных в воде, за исключением серпентинита, распадалась на части. Траектория движения магистральной трещины определялась геометрией приложения нагрузки и не зависела от среды испытания. Магистральная трещина состояла из порообразных микротрещин, которые имели тенденцию к слиянию. Если на пути трещины встречалось крупное включение, это приводило к локальному отклонению от заданной траектории. В образцах, испытанных на воздухе, длина магистральной трещины сравнима с диаметром образца, при испытаниях в воде она была значительно меньше. Ширина трещин в «сухих» образцах была в 2–3 раза больше, чем в «мокрых», из-за чего обнаружить трещины в «мокрых» было труднее.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ НАНОВОЛОКОН ГЦК НИКЕЛЯ, СОДЕРЖАЩИХ ВОДОРОД

Старостенков М.Д., Яшин О.В., Яшин А.В.

*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова,
г. Барнаул, Российская Федерация, e-mail
genphys@mail.ru*

В представленной работе исследованы особенности процессов структурно-энергетических превращений, наблюдаемые во время деформации нановолокон ГЦК Ni, содержащих атомы водорода в октаэдрических и тетраэдрических порах. В результате исследования при температурах 50, 100, 300, 600, 900 и 1200 К выявлено влияние концентрации атомов водорода на прочностные характеристики нановолокон ГЦК Ni, имеющих цилиндрическую форму. Направление оси растяжения соответствовало направлению $\langle 100 \rangle$. Взаимодействие между атомами рассчитывалось при помощи парного потенциала Морзе, взятого из работы [1]. В октаэдрические и тетраэдрические поры волокна помещались атомы водорода. Водородом заполнялись 0, 20, 40, 60 и 80% пор, по одному атому водорода в каждой поре. При моделировании деформации в нановолокнах производилось периодически повторяющееся поступательное смещение атомов, составляющих абсолютно жесткие захваты вдоль оси растяжения нановолокна в противоположных направлениях друг от друга. Скорость деформации в экспериментах составляла порядка 10^9 с^{-1} . Описанная модель эксперимента была апробирована ранее в работах по исследованию деформации нановолокон Ni и сплава Ni₃Al [2-4].

В работе выявлены особенности структурно-энергетических превращений, протекающих в нановолокнах ГЦК Ni: появление глобулярных образований, состоящих из атомов водорода и уменьшение эффекта упрочнения при высоких концентрациях водорода. Авторы также обращают внимание на схожие результаты (появление глобулярных образований) в своём предыдущем исследовании нановолокон, имеющих форму параллелограмма [5].

Список литературы

1. Poletaev G.M., Starostenkov M.D., Dmitriev S.V. Interatomic potentials in the systems Pd-H and Ni-H, *Materials Physics and Mechanics*. 2016. Vol. 27. № 1. PP. 53-59.
2. Starostenkov M.D., Yashin O.V., Yashin A.V., Romanenko V.V. The investigation of the behavior yield strength for Ni₃Al nanowires, depending on the presence of planar defects // В сборнике: Effect of external influences on the strength and plasticity of metals and alloys Book of the International seminar articles. Edition in Chief: Professor Sc. D., Starostenkov M.D. 2015. С. 83-85.
3. Яшин А.В. Исследование особенностей и стадий деформации нановолокон ряда металлов и сплава Ni₃Al на основе ГЦК решетки // Диссертация на соискание ученой степени. Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова. Барнаул, 2010, 221 с.
4. Старостенков М.Д., Сеница Н.В., Яшин А.В. Структурная перестройка в нановолокне Ni₃Al, содержащем планарные неконсервативные антифазные границы, при высокоскоростной одноосной деформации растяжения // Вестник Тамбовского университета. Серия Естественные и технические науки. 2010. Т. 15. № 3. С. 1072-1073.
5. Старостенков М.Д., Яшин А.В., Яшин О.В. Моделирование процессов деформации в нановолокнах ГЦК никеля, содержащих атомы водорода // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2016. Т. 13. № 2. С. 210-216.

АНАЛИЗ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ СИЛУМИНА, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМУ ЛЕГИРОВАНИЮ ОКСИДОМ ИТТРИЯ

Бутакова К.А., Осинцев К.А., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Российская Федерация
butackowa.ksenia@yandex.ru*

Одним из распространенных методов модификации алюминия является добавление легирующих элементов, например кремния в процессе литья, полученные сплавы называют силуминами. В работе в качестве материала для исследований использован сплав алюминия с кремнием марки АК10М2Н, подверженный электровзрывному легированию порошком оксида иттрия. Режимы обработки образца – масса алюминиевой фольги (m_{Al}) – 0,0589 г., масса порошка Y_2O_3 , $m_{Y_2O_3}$ – 0,0589 г., напряжение разряда, U – 2,8 кВ. Электровзрывное легирование позволяет получать высококачественные покрытия, обладающие хорошей адгезией с подложкой и высокими функциональными свойствами. Измерения проводились при помощи прибора НаноСкан, которые осуществляются индентором (зондом) с высокой изгибной жесткостью консоли, который перемещается по исследуемой поверхности с заданной скоростью и шагом.

Для исследования распределения механических свойств по поверхности исследуемого участка применялась методика восстановления кривых подвода в заданных точках. В качестве величины определяющей механические свойства был выбран модуль упругости. Распределение точек измерения показано на рис. 1.

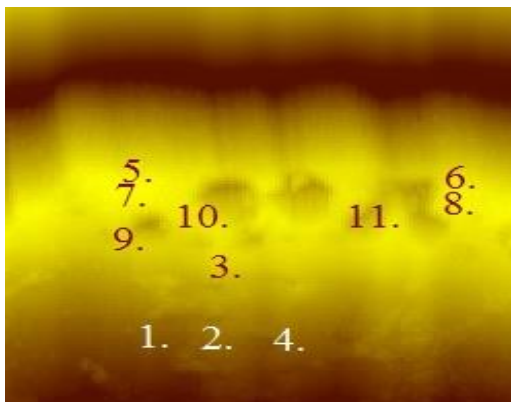


Рис. 1. Схема распределения точек измерения модуля упругости на исследуемой поверхности образца

Анализ полученных значений модуля упругости показал, что серия точек 1 и 4 предположительно относится к зернам α -твердого раствора основного материала и в среднем соответствует значению 95 ГПа. Точка 2 по значению модуля упругости (119,34 ГПа) соответствует участку эвтектики и также предположительно находится вне зоны покрытия. Точка 3 относится к сплошному слою покрытия, где значение модуля упругости выше имеет усредненное значение между значениями зерен α -твердого раствора и эвтектикой. В точке 9 предположительно находится переходная зона от сплошного к пористому слою покрытия. Исходя из значений измерений в точках 10 и 11, модуль упругости пористого слоя покрытия равен в среднем 66 ГПа, это объясняется влиянием пор на механические свойства материала. Однако, значения модулей упругости в точках 6, 7, 8, находящихся на некотором удалении от дефектов достигает в среднем значения 86 ГПа. Точка 5 располагается на краю образца, что вероятно приводит к срыву индентора и получению не объективных результатов.

В результате проведенных исследований можно сделать вывод, что структура покрытия образца имеет двухслойную структуру. Значение модуля упругости сплошной части исследуемого покрытия не значительно отличаются от свойств основного материала. А значение модуля упругости пористого слоя уменьшается в силу наличия неупорядоченно расположенных дефектов в виде пор.

К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМАХ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

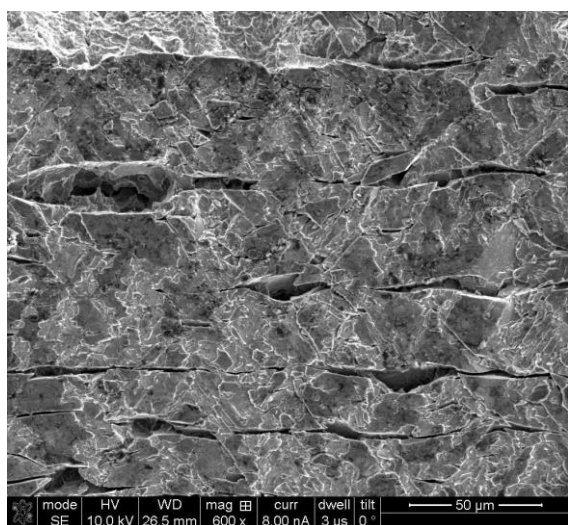
Калиенко М.С.^{1,2*}, Волков А.В.¹, Ледер М.О.¹, Панфилов П.Е.²,
Желнина А.В.^{1,2}

¹ ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА», г. Верхняя Салда

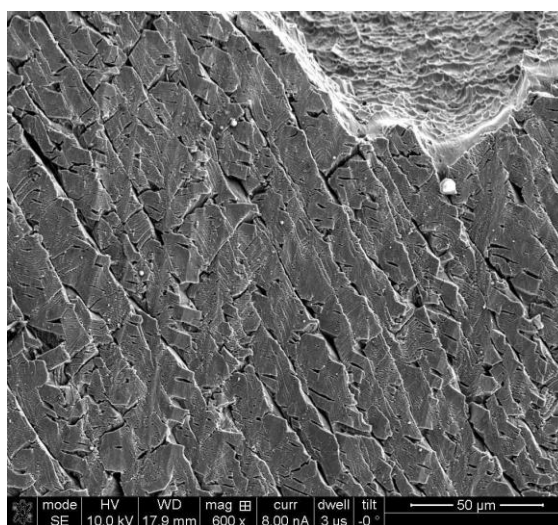
² ФГАОУ ВО УрФУ имени Б.Н. Ельцина,
г. Екатеринбург

* kalienko@vsm-po.ru

Полуфабрикаты из титановых сплавов применяют для изготовления изделий ответственного назначения, поэтому к их эксплуатационным характеристикам предъявляются повышенные требования. Пытаясь повысить сопротивление материала разрушению, весьма важно установить влияние многочисленных параметров, таких как структурные параметры металла, параметры эксплуатации и внешнего воздействия на механизмы зарождения трещин и разрушения. До сих пор актуальным остаётся вопрос, какие основные причины различного деформационного поведения сплавов на стадии разрушения? Для ответа на данный вопрос проведены многочисленные работы на сталях, являющихся основными конструкционными сплавами. Работ же касающихся исследования механизмов деформации и разрушения титановых сплавов недостаточно. Поэтому цель настоящей статьи – рассмотреть экспериментальные результаты, имеющие отношение к процессам образования трещин и разрушению жаропрочных титановых сплавов после длительной эксплуатации при повышенных температурах. В работе представлены результаты исследований окисленных образцов титановых сплавов после механических испытаний на растяжение при комнатной температуре. Исследованы изломы и поверхность образцов методом растровой электронной микроскопии. Наблюдаемые результаты свидетельствуют о различии механизмов зарождения и развития трещин в разных сплавах, так например, на рисунке (а) можно видеть пример образования трещин по классическому механизму Коттрелла, происходящее в плоскости, перпендикулярной оси растяжения (вертикальное направление относительно рисунка). Другой известный механизм – вскрытия полосы скольжения, представлен на рисунке (б).



а



б

МЕТОД ОЦЕНКИ НАЧАЛЬНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МИКРОНЕОДНОРОДНЫХ СРЕД

Преснецова В.Ю., Ромашин С.Н., Фроленкова Л.Ю., Шоркин В.С., Якушина С.И.

ОГУ им. И.С. Тургенева, Орел, Россия
larafrolenkova@yandex.ru, Vshorkin@yandex.ru

При описании кинематики роста поврежденности обычно предполагается, что ее начальное значение равно нулю. Предлагается метод оценки начальной поврежденности микронеоднородных упругих сред, существующей в них при отсутствии внешних сил. Источником поврежденности является сильное упругое взаимодействие, обусловленное несоответствием структуры и свойств зерен [1, 2]. Считается, что (по аналогии с [3]) параметр поврежденности ω является скалярной величиной, равной отношению площади dA_0 микротрещин, возникших на элементарном участке границы, к его площади dA . Поврежденность, таким образом, ассоциируется с уменьшением площади, по которой передается действие одного зерна на другое. Микронеоднородное тело в среднем предполагается однородным и изотропным. Поэтому суммарная величина поврежденности материала любого его представительного объема зависит только от среднего размера зерен. Упругое взаимодействие, обусловленное несоответствием структур зерен на границе их контакта – каждом участке $dA_{1-\omega}$, а также его отсутствие на участке dA_0 предлагается описать на основании нелокальной модели упругой среды [4] изотропных материалов. В основе модели лежит гипотеза о наличии нелокальных потенциальных парных и тройных взаимодействий частиц зерен между собой. Считается, что зерна находятся в состоянии адгезии вдоль участков $dA_{1-\omega}$ и ее отсутствия вдоль dA_0 . Наличие адгезии моделируется условиями непрерывности и гладкости полей перемещений при переходе через границу. Величина ω определяется из условия минимума энергии деформаций, возникающих при упругих взаимодействиях контактирующих зерен. Для ее расчета нелокальная модель преобразуется в градиентную модель, параметры которой выражаются через классические характеристики упругого состояния материала зерен в предположении об их изотропии, вычисленные для нормального к поверхности контакта направления в соответствии с методом [5] через характеристики их анизотропных упругих свойств. Разориентировка осей анизотропии зерен и микрокристаллитов одного и того же материала приводит к разности их изотропных характеристик. При отсутствии разориентировки начальная поврежденность равна нулю.

Работа выполнялась в рамках базовой части Государственного задания на 2017 – 2019 гг., код проекта 1.5265.2017/БЧ.

1. Кукукджанов В.Н. Компьютерное моделирование деформирования, поврежденности и разрушения неупругих материалов и конструкций: Учебное пособие. – М.: МФТИ, 2008. – 215 с.
2. Гуткин М.Ю., Овидько И.А. Дефектные структуры на внутренних границах раздела в нанокристаллических и поликристаллических полонках // *Materials Physics and Mechanics* 2009, № 2. – С. 108-148
3. Работнов Ю.Н. О механизме длительного разрушения // *Вопросы прочности материалов и конструкций*. М.: Изд-во АН СССР, 1959. – С. 5 –7.
4. Фроленкова Л.Ю., Шоркин В.С. Поверхностная энергия и энергия адгезии упругих тел // *Изв. РАН. МТТ*, 2017, № 1. – С. 76-91.
5. Сиротин Ю.И., Шаскольская М.П. Основы кристаллофизики - М.: Наука, 1979. – 640 с.

ХЛАДОСТОЙКОСТЬ И МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Лукин Е.С., Иванов А.М.

ФГБУН ИФТПС им. В.П.Ларионова СО РАН, г. Якутск, Россия

luhin@iptpn.ysn.ru, a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

Одним из актуальных способов повышения прочности металлических материалов, является разработанный В.М. Сегалом – метод интенсивной пластической деформации (ИПД). Указанный метод позволяет добиться упрочнения металлических материалов путем измельчения его зеренной структуры до размеров в несколько сотен нанометров. В настоящей работе рассматривается метод ИПД по способу равноканального углового прессования (РКУП), который заключается в продавливании цилиндрической заготовки через два канала равного диаметра, расположенных друг относительно друга под определенным углом. Зеренная структура металла измельчается за счет интенсивных сдвиговых деформаций при прохождении металлической заготовки через область пересечения каналов. РКУП позволяет существенно повысить прочность металлических материалов и их сплавов. В отдельных случаях предел текучести/предел прочности могут повышаться в $2,5 \div 3$ раза.

Упрочнение малоуглеродистых конструкционных сталей по способу РКУП позволяет достичь характеристик прочности, сопоставимых с высокопрочными сталями. Однако это приводит к снижению пластичности стали и вязкости разрушения. Повышение порога хладноломкости стали, упрочненной методом ИПД, особенно негативно сказывается в условиях низких климатических температур. Поэтому, исследование хладостойкости конструкционных сталей, упрочненных методом РКУП является, актуальной научно-практической задачей. Наряду с хладостойкостью, одной из важных характеристик конструкционного материала, является его выносливость – способность металла противостоять усталости. В настоящей работе также затрагиваются вопросы малоциклового усталости конструкционных сталей, упрочненных РКУП в сравнении с их исходным состоянием.

Целью исследования является оценка хладостойкости и малоциклового усталости низкоуглеродистых сталей, упрочненных методом ИПД по способу РКУП.

В настоящей работе исследуются конструкционные стали – низкоуглеродистая СтЗсп и низколегированная 09Г2С, широко используемые в качестве различных деталей и элементов сварных конструкций в условиях низких климатических температур. Заготовки из сталей СтЗсп и 09Г2С были подвергнуты РКУП при температуре 673 К в два (для 09Г2С) и восемь (для СтЗсп) проходов по маршруту С. В результате механического упрочнения стали по способу РКУП предел текучести и предел прочности СтЗсп повысились до ≈ 820 МПа и 835 МПа, а для стали 09Г2С до ≈ 800 МПа и 840 МПа, соответственно. С другой стороны, на основе данных по ударной вязкости показано, что низкоуглеродистая сталь, подвергнутая РКУП, обладает низким сопротивлением хрупкому разрушению. Однако, характеристики сопротивления хрупкому разрушению могут быть существенно улучшены применением постдеформационного отжига стали. Испытания на малоцикловую усталость показывают, что максимальное напряжение усталости для стали после РКУП также возрастает, что вероятно является следствием роста характеристик статической прочности.

Работа выполнена в рамках научного проекта № III.28.1.1 по программе III.28.1 Сибирского отделения Российской академии наук.

РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В АМОРФНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ В ЗОНЕ ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Пермякова И.Е.

ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина", Москва, Россия

inga_perm@mail.ru

Модификация поверхности с применением лазерного излучения (ЛИ) является перспективным способом обработки, который успешно используется в современном материаловедении, а также в разных отраслях традиционной техники и технологии. В работе осуществлен компьютерный расчет в среде Mathcad характеристик теплового поля ленточного образца аморфного металлического сплава (АМС) $\text{Co}_{70,5}\text{Fe}_{0,5}\text{Cr}_4\text{Si}_7\text{B}_{18}$ толщиной 30 мкм, подвергнутого импульсному облучению эксимерным ультрафиолетовым KrF лазером ($\lambda = 248$ нм и $\tau_i = 20$ нс). В основу численного моделирования для ввода заданных параметров лазерной обработки вошли экспериментальные результаты, подробно изложенные в работе [1], посвященной изготовлению аморфно-кристаллических композитов из указанного АМС: количество импульсов варьировалось от 1 до 1000; энергия импульса составляла 150 мДж; плотность энергии – 0,6 Дж/см²; частота следования задавалась 2/20/50 Гц. Проведена теплофизическая оценка на основе анализа исходных данных для выбора расчетной модели [2]. При малом числе импульсов, расстояние, на которое распространяется тепловой фронт по поверхности или вглубь материала за время действия ЛИ значительно меньше радиуса фокального пятна и толщины ленты АМС. В этом случае реализуется тепловая модель полубесконечного тела. Распределение интенсивности ЛИ по Гауссу позволяет, используя цилиндрическую симметрию источника ЛИ, получить точное решение тепловой двумерной задачи. Установлено изменение температуры в центре зоны обработки на поверхности АМС при нагреве и охлаждении в любой момент времени. Кроме того, рассчитаны температурный градиент на стадии нагрева, скорости нагрева/охлаждения как функции координаты и времени (одномерная задача). Результаты расчетов удовлетворительно согласуются с экспериментом – при малом числе импульсов ЛИ (до 300) мы приближаемся к предплавильным температурам АМС, но не достигаем их, о чем свидетельствует отсутствие кратеров и следов плавления на поверхности. По мере дальнейшего увеличения числа импульсов и их частоты в процессе моделирования следует учитывать ряд факторов. В частности, необходимо принимать во внимание, что результат будет зависеть не только от энергетических параметров отдельных импульсов. При облучении образца АМС постепенно происходит накопление тепла от импульса к импульсу. Таким образом с увеличением их количества в расчетах должна быть смена тепловой модели полубесконечного тела на модель для тонкой пластины. С учетом этого, в работе рассчитана глубина прогреваемых слоев при повышенном количестве импульсов (вплоть до 1000), а также установлено распределение температур вглубь образцов АМС. Полученные данные помогут более целенаправленно использовать лазерное воздействие в процессе изготовления композитов из АМС с необходимым составом структурных единиц и структурных параметров: выбирать основные характеристики лазерной установки (например, энергию, мощность, длительность импульса), осуществлять поиск оптимальных и альтернативных режимов их эксплуатации для необходимого лазерного технологического процесса.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 17-02-00402"А").

1. Пермякова И.Е., Глезер А.М., Иванов А.А., Шеляков А.В. Применение лазерного дизайна аморфных сплавов на основе железа и кобальта для создания аморфно – кристаллических композитов // Известия Высших Учебных Заведений. Физика. 2015. Т. 58. № 9. С. 115-122.
2. Solodov A., Ochkov V. Differential models. An Introduction with Mathcad. Springer. Berlin. Heidelberg. New York. 2004. 232 p.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ОТКЛИКА КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ КЕРАМИКИ ZnS НА АБРАЗИВНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ

Кадомцев А.Г.¹, Щербakov И.П.¹, Дунаев А.А.², Чмель А.Е.¹

¹Физико-Технический ин-т им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург.

²ГОИ им. С.И. Вавилова, Санкт-Петербург

sherbakov.mhd@mail.ioffe.ru

Совокупность физико-химических свойств сульфида цинка (ZnS) обеспечивает им широкое применение в оптике диапазона 1...14 мкм. Керамики из этого полупроводникового соединения используются в качестве конструкционных материалов для изделий, устанавливаемых вне помещений, таких как защитные люк автомобильных оптических устройств компоненты солнечных ячеек, где они испытывают воздействие атмосферных осадков и твердых пылевых частиц. Стойкость к пылевой и дождевой эрозии оптических элементов обычно оценивается по потере массы материала в направленном потоке твердых частиц. Механизм деградации и разрушения поверхностного слоя оптического элемента в этом случае остается вне рассмотрения.

В настоящей работе методом фотолюминесценции (ФЛ) исследован отклик кристаллической решетки на абразивное воздействие керамики ZnS, различающихся технологией получения и, соответственно, размером зерен и свойствами границ между зернами. Спектры ФЛ отражают деградацию/улучшение кристаллической структуры зерен по изменению интенсивности структурно-чувствительных полос.

Образцы керамики были получены методами горячего прессования (HP) и химического парового осаждения (CVD). Керамика, синтезированная посредством CVD, подвергалась дополнительной обработке методом горячего изостатического прессования (hot isostatic pressing, HIP), которая в результате рекристаллизации почти устраняет межкристаллитные границы, формируя тонкие равновесные слои между крупными зернами. Характерные параметры методов синтеза приведены в Табл. 1.

Таблица 1. Средний размер зерен и приблизительные температуры синтеза керамики ZnS, полученных различными методами

Метод синтеза	Температура синтеза, °C	Средний размер зерен, μm
HP	950	1-2
CVD	700	~10
CVD+HIP	950	200-250

Образцы подвергались сухому шлифованию, имитирующему пылевую эрозию этих материалов при использовании в реальных условиях эксплуатации. При абразивной обработке образцов наблюдались изменения в спектрах, характерные для деградации строения кристаллитов. В зависимости от способа получения и обработки керамики образование первичных дефектов при механическом повреждении изделий происходит преимущественно либо в зернах-кристаллитах, либо в границах между ними. В частности, в керамиках, полученных методом CVD+HIP, абразивная стойкость кристаллической структуры (по данным ФЛ) была самой высокой, а абразивное повреждение происходило преимущественно по границам зерен.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-08-00359 а).

ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕРМО-, ФОТО- И МЕХАНОСТАБИЛЬНОСТИ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ МАСС-СПЕКТРОМЕТРИИ

Поздняков А. О.^{1,2*}, Возняковский А. П.^{3**}, Голяндин С.Н.¹, Фадин Ю. А.², Николаев В.И.¹

¹Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

²Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

³Федеральное унитарное государственное предприятие "Научно-исследовательский институт синтетического каучука им. акад. С. В. Лебедева",

Санкт-Петербург, Россия

*ao.pozd@mail.ioffe.ru, **voznap@mail.ru

Улучшение прочностных свойств полимерных материалов – основной тренд современного полимерного материаловедения. Достижение этой цели наиболее вероятно в рамках создания композиционных материалов полимер-наночуглерод (фуллерен, нанотрубки, детонационные нанодиазмы и, особенно в последнее время, графены).

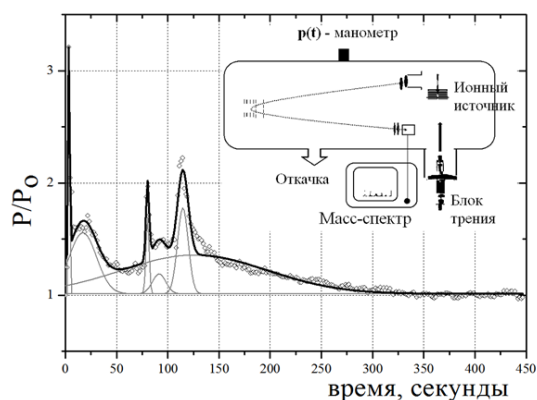


Рис. 2 Общий вид кинетики образования воды при трении полиуретана относительно металлов в вакуумных условиях масс-спектрометра

логическом, воздействии на некоторые композиты, например на основе полиуретана (Рис. 1) в вакуумных условиях эксперимента. Проанализированы корреляции фрикционных характеристик с количеством выделяющейся из материала воды по когезионному механизму фрикционного разрушения поверхности полимера [2], влияние внешних воздействий на степень связывания наполнителя с макромолекулами и вероятные механизмы функционализации наполнителя [1,3].

Предполагается, что механизм усиления полимерной матрицы высокодисперсными веществами, а также сорбционные свойства композита могут быть связаны с формированием новых структурных особенностей матрицы, вызванных взаимодействиями макромолекул с наполнителем. Влияние взаимодействий на термо- и фотостабильность полимерной матрицы исследовалось нами на примере гомологов полиметилметакрилата [1]. В работе обсуждены используемые в исследованиях подходы, основанные на применении метода масс-спектрометрии для анализа термо- и фотостабильности тонких слоев композитов полимер-фуллерен, а также подходы к анализу летучих продуктов, образующихся при механическом, в том числе трибо-

1. A.O. Pozdnyakov, A.A. Bogdanov, A.P. Voznyakovskii, Thermo- and photoinduced interaction between the components of poly(n-butyl methacrylate)-fullerene C₆₀ composite, Tech. Phys. Lett., т. 41, №12, 2015, pp. 1113-1115
2. A.O. Pozdnyakov, A.P. Voznyakovskii, B.M. Ginzburg, Mass-Spectrometric Analysis of Water Desorption upon Polyurethane Wear in Vacuum, Key Engineering Materials, Vol. 674, 2016, pp. 115-120
3. Pozdnyakov A. O., Voznyakovskii A. P., Kalinin A. V. Mechanism of functionalization of the surfaces of detonation nanodiamonds: mass-spectrometric investigation, Journal of Superhard Materials, №1, 2018, 23-29

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА Ti–6 мас.% Al–4 мас.% V ПРИ 800°C

Горнакова А.С., Прокофьев С.И., Сурсаева В.Г.

*Институт физики твердого тела РАН,
Черноголовка, Россия
alenahas@issp.ac.ru*

Сплав VT6 (Ti–6 мас.% Al–4 мас.% V) и его аналоги широко применяются во многих отраслях промышленности. Широкий спектр механических свойств сплава VT6 формируется с помощью разнообразных термо-механических обработок, которые определяют соотношение объемных долей фаз (α Ti) и (β Ti), их дисперсность, морфологию и другие характеристики микроструктуры сплава.

Нами изучалась эволюция микроструктуры сплава VT6 в процессе отжига при температуре 800°C, т.е. в двухфазной области (α Ti) + (β Ti) фазовой диаграммы Ti–Al–V. Образцы сплава, шайбы диаметром \varnothing 25 мм и толщиной 5 мм, отжигались в кварцевых ампулах в вакууме $4 \cdot 10^{-4}$ Па. Продолжительность отжигов составляла 7, 20, 49, 144, 289 и 840 часов. После отжига образцы закаливались в воде. Отожженные образцы шлифовались, механически полировались и травились в 1 % водном растворе HF. Микроструктура отожженных образцов исследовалась с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии.

Наблюдения показали, что микроструктура сплава представляет собой двухфазный поликристалл, состоящий из зерен фаз (α Ti) и (β Ti). Нами был определен средний размер зерен (α Ti) и (β Ti) после каждого отжига. Полученные кинетические зависимости роста зерен (α Ti) и (β Ti) показывают, что средний размер зерен (α Ti) и (β Ti) приблизительно пропорционален $t^{1/4}$, где t – время отжига. Это указывает на то, что оба этих процесса контролируются диффузией вдоль границ зерен (α Ti)/(α Ti) и (β Ti)/(β Ti) и/или межфазных границ (α Ti)/(β Ti).

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект 16-03-00285).

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ И КИНЕТИЧЕСКОЕ ФАСЕТИРОВАНИЕ ГРАНИЦ НАКЛОНА [11-20] ПРИ РОСТЕ ЗЁРЕН В ЦИНКЕ

Сурсаева В.Г., Горнакова А.С.

*Институт физики твердого тела, РАН, Черноголовка, Россия
sursaeva@issp.ac.ru*

Образование фасеток на движущейся границе определяется как равновесными (энергетическими факторами), так и неравновесными (кинетическими) факторами. Образование равновесных фасеток диктуется зависимостью поверхностной энергией от ориентации, в то время как образование неравновесных фасеток вызвано анизотропией скорости роста кристаллов. Цель работы – исследовать фасетирование в ходе миграции индивидуальной границы в полностью определённых и контролируемых условиях эксперимента. Мы приготовили два бикристалла с границей наклона [11-20] с углом разориентации 35° в форме полупетли, которые отличаются лишь плоскостью залегания границы.

Классическое поведение исчезновения термодинамической фасетки наблюдалось на бикристалле, показанном на рис. 1. На движущейся части границы одна фасетка. При $T=300^{\circ}\text{C}$ с обеих сторон фасетки два ребра. Слева ребро 1 рода, составленного из фасетки и искривлённого участка границы с углом 85° между ними. Справа ребро 2 рода между фасеткой и искривлённой частью. При движении фасетки с рёбрами энтальпия активации движения $H=1.2$ эВ. Такое поведение наблюдается до $T=365^{\circ}\text{C}$. В температурном интервале $T=365\div 385^{\circ}\text{C}$ наблюдается два превращения: фасетка исчезает и ребро 1 рода превращается в ребро с углом 73° со скруглёнными сторонами. Энтальпия активации движения $H=1.2$ эВ. Ребро 2 рода исчезает при 395°C и граница становится симметричной с одним ребром.

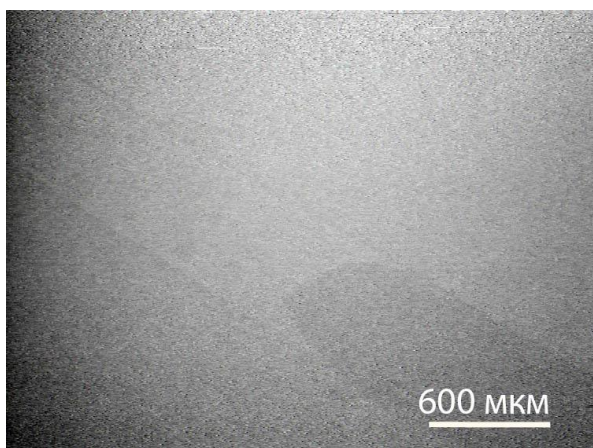


Рис. 1. $T=370^{\circ}\text{C}$. В первом бикристалле базисная плоскость во внутреннем зерне параллельна плоским участкам границы, во внешнем зерне базисная плоскость подходит к плоским участкам границы под углом 35°

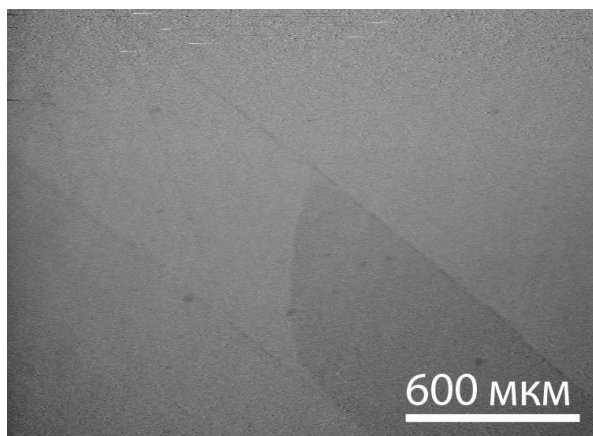


Рис. 2. $T=404^{\circ}\text{C}$. Во втором бикристалле базисная плоскость во внутреннем зерне под углом в 35° к прямолинейной границе, во внешнем зерне базисная плоскость параллельна прямолинейным границам

Классическое поведение появления и исчезновения кинетических фасеток наблюдалось на бикристалле, показанном на Рис. 2. При 380 и 385°C исчезает одна фасетка. При 395 и 400°C появляется и исчезает другая фасетка. Появление фасеток при таких высоких температурах, при которых термодинамическое фасетирование уже не существует, указывает на возможность фасетирования, вызванного анизотропией скорости роста определённых кристаллографических плоскостей. Залегание границ зёрен вдоль таких плоскостей способствует более быстрому снижению свободной энергии системы.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 16-03-00248)

ИЗМЕНЕНИЕ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ФОЛЬГ МОЛИБДЕНА ПОД ДЕЙСТВИЕМ РАСТЯЖЕНИЯ

Корсуков В.Е., Гиляров В.Л., Анкудинов А.В., Бутенко П.Н.,
Вербицкий В.Н., Гиляров И.В., Кадомцев А.Г., Князев С.А.,
Корсукова М.М., Обидов Б.А.

ФТИ им. А.Ф. Иоффе, г. Санкт-Петербург, Россия,
Vjacheslav.Korsukov@mail.ioffe.ru

Трансформации атомной структуры и рельефа поверхности металлов при термическом и механическом воздействиях представляют интерес, например, для выяснения механизмов деформации и разрушения, для гетерокатализа, для создания новых наноматериалов. В поисках признаков предстоящего разрушения металлов было обращено внимание на развал атомной решетки поверхности, разворот ее блоков, изменение фрактальной размерности и тенденцию перехода из мультифрактального в монофрактальное состояние. Несомненный интерес представляют подобного рода эксперименты на металлах с ОЦК решеткой, поскольку они имеют особый тип дислокационных структур, набор плоскостей скольжения и, соответственно, другие механизмы деформации и разрушения. Результаты таких экспериментов на образцах молибдена и вольфрама представлены в [1-2]. Однако, не был применён мультифрактальный анализ, хотя поверхности в основном мультифрактальны.

Целью настоящей работы является изучение морфологии (атомной структуры и рельефа поверхности) металла с ОЦК решеткой - молибдена в процессе растяжения и установление признаков предстоящего разрыва.

Методами атомной силовой микроскопии (АСМ), дифракции медленных электронов (ДМЭ) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) исследовались различные участки поверхности молибденовой фольги с размерами (30x30, 10x10 и 1x1) μm в зависимости от величины приложенного напряжения вплоть до разрыва образца.

Для выявления деталей локального скейлинга, полученные топограммы исследовались методом мультифрактального анализа. В частности, рассчитывался спектр сингулярностей $f(\alpha)$. Алгоритм расчета описан в [3]. Поверхность покрывалась квадратами размера l . В качестве мультифрактальной меры на этой решетке выбиралась высота поверхностного профиля. Вероятность заполнения квадратной ячейки определялась средней высотой профиля (сумма высот точек принадлежащих данной ячейке, нормированная на общую сумму высот рассматриваемого участка поверхностного профиля). Статистическая сумма вычислялась стандартным способом.

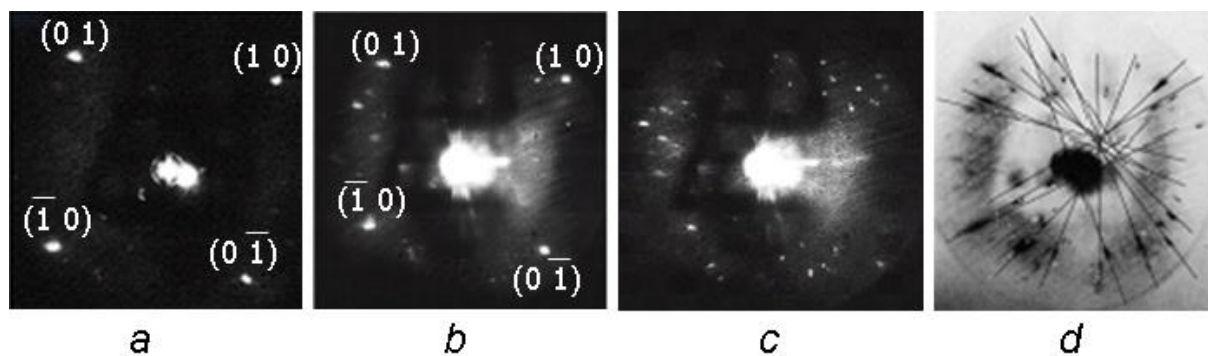


Рис. 1. Картины дифракции от поверхности Мо. Образец в ненагруженном (a), в нагруженном (b), в предразрывном (c) состоянии. Интегральная картина дифракции нагруженного образца (d).

Далее из нее определялись скейлинговые экспоненты $\tau(q)$, из которых и рассчитывался искомый спектр $f(a)$.

На рис.1 показаны картины ДМЭ после отжига в сверхвысоком вакууме (СВВ). Из рис. 1a видно, что дифракцию формирует доминирующая грань (100), которая фактически распадается при приложении нагрузки – Рис. 1, b,c. Рис.1,d иллюстрирует интегральную картину дифракции для нагруженного образца, которая показывает разворот блоков доминирующей грани в латеральном и перпендикулярном поверхности направлениях. Это подробно описано в работе [2].

На рис. 2 показаны топограммы поверхности до, после нагружения и после разрыва образца в области, близкой к разрыву. Видно, что под нагрузкой меняется рельеф поверхности, причем на рис. 2c виден и разворот блоков поверхностной структуры на несколько градусов.

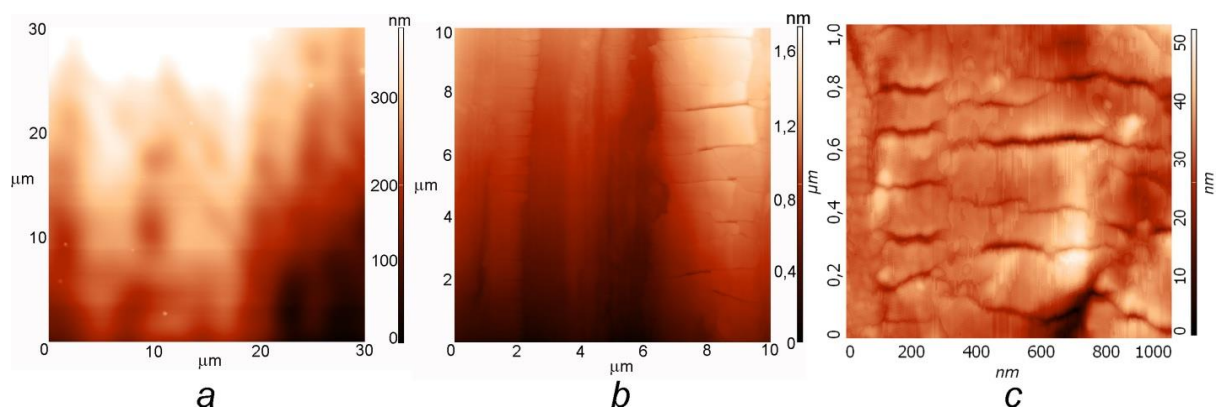


Рис. 2. Топограммы поверхности фольги Мо. Образец в ненагруженном (a) и в нагруженном (b) состоянии и после разрыва в области, близкой к разрыву (c)

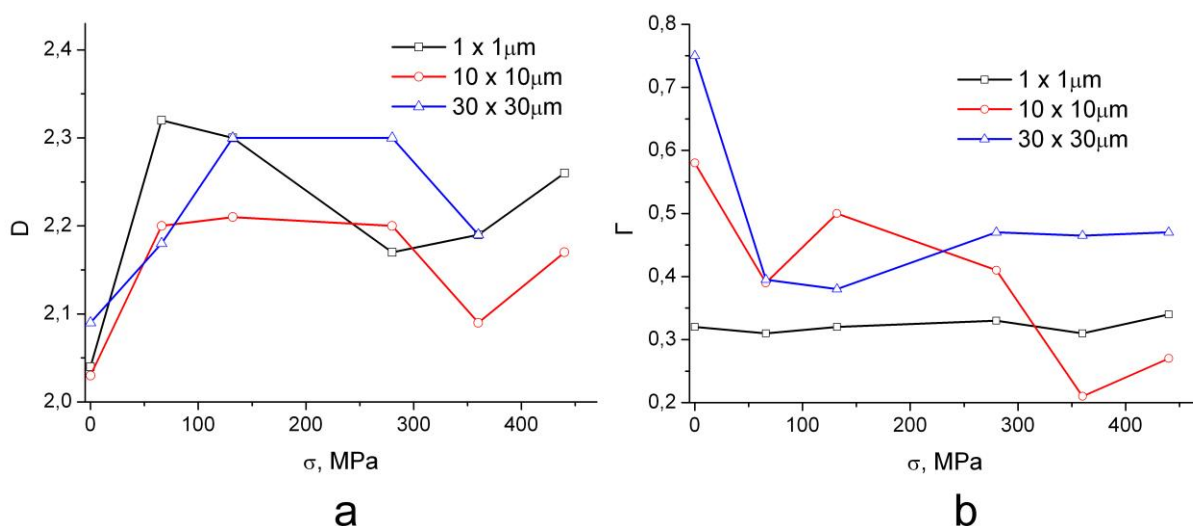


Рис. 3. Зависимость фрактальной размерности D (a) и ширины спектра сингулярностей (b) от приложенного напряжения.

Из рис. 3a видно, что фрактальная размерность для разных масштабов участков поверхности ведет себя по-разному. Фрактальная размерность (метод покрытий) при нагружении сначала увеличивается, но после формирования магистральной трещины

уменьшается. Из рис. 3b видно, что при приближении к разрыву образца Γ начинает уменьшаться. Интересно отметить, что после разрыва образца Γ увеличивается в 2 раза, т.е. поверхность переходит в мультифрактальное состояние. (Такой рисунок не представлен).

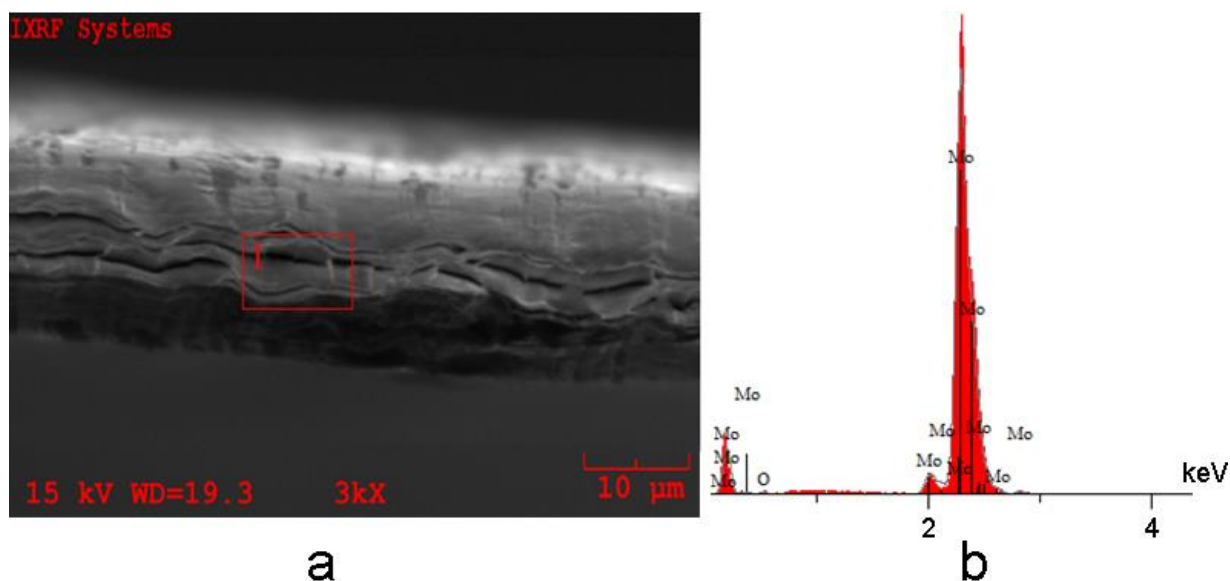


Рис. 4. Поверхность разрыва образца Мо (a) и её рентгеновский спектр (b)

Рисунок 4 характеризует химический состав молибденовой фольги. Энергия первичных электронов $E_p = 15 \text{ keV}$. Химический состав поверхности разрыва 97% Мо и 3% О.

Таким образом, показано влияние внешнего напряжения на развал атомной решетки доминирующей грани (100) и на разворот блоков поверхностной решетки (100). Показано, что внешнее напряжение влияет на фрактальную размерность и формирование скейлинга поверхности перед разрывом образца. По нашему мнению, наиболее информативным признаком предстоящего разрыва является сужение ширины спектра сингулярности, т.е. тенденция к монофрактализации поверхности. В рамках нелинейной динамики такое поведение обусловлено изменением характера процесса от более сложного мультифрактального к более простому – монофрактальному, т.е. к фрактальной самоорганизации.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта 18-08-00359

Список литературы

1. В.Е. Корсуков, С.А. Князев, П.Н. Бутенко, В.Л. Гиляров, М.М. Корсукова, И.А. Няпшаев, Б.А. Обидов, Физика твердого тела, 2017, **59**, в. 2, с.308-311.
2. В.Е. Корсуков, С.А. Князев, А.В. Анкудинов, М.М. Корсукова, Б.А. Обидов., Письма в ЖТФ, 2014, **40**, в. 6, 35-41.
3. M. Nasehnejad, M. Cholipour Shahraki, G. Nabiyouni. Applied Surface Science, 2016, **389**, 735-741.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАВОДОРОЖИВАНИЯ

Москвина В.А.^{1,2}, Майер Г.Г.¹, Мельников Е.В.¹, Астафуров С.В.¹,
Захаров Г.Н.¹, Гальченко Н.К.¹, Фортуна А.С.², Астафурова Е.Г.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²НИИ Томский политехнический университет, Томск, Россия

valya_moskvina@mail.ru

В работе исследовали механические свойства, деформационное поведение и механизм разрушения высокоазотистой аустенитной стали (ВАС) (мас. %: Fe; 17Cr; 24Mn; 1.3V; 0.2C; 0.8N), подвергнутой наводороживанию. В исследуемой ВАС методом горячей прокатки при $T = 1150^{\circ}\text{C}$ с последующим охлаждением на воздухе была сформирована аустенитная структура ($d = 14.0 \pm 0.5$ мкм), включающая частицы (V,Cr)(C,N) диаметром 0.2–0.4 мкм (<5 %) и высокую плотность дислокаций. Параметр решетки аустенита $a = 3.63 \text{ \AA}$ горячекатаной стали свидетельствовал о высокой концентрации атомов внедрения в твердом растворе. Образцы электролитически насыщали водородом в слабощелочном 3% водном растворе NaCl+NH₄SCN при плотности тока 10 мА/см² и продолжительности насыщения 5, 10, 15, 37 и 43 ч. Непосредственно после наводороживания проводили одноосное растяжение образцов с начальной скоростью $4.6 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре.

На основе данных о механических свойствах и деформационном поведении горячекатаной стали при наводороживании установлено, что механические характеристики ($\sigma_{0.2}$, $\sigma_{\text{в}}$ и δ) ВАС имеют тенденцию к уменьшению с увеличением продолжительности насыщения от 5 до 43 ч, стадийность пластического течения практически не изменяется. Насыщение водородом приводит к существенному уменьшению пластичности стали, коэффициент охрупчивания образцов после наводороживания составляет 24% (15 ч) и 35% (37 и 43 ч). При малой продолжительности насыщения (5, 10 ч) коэффициент деформационного упрочнения слабо изменяется, а с увеличением до 37 и 43 ч – значительно возрастает на ранних степенях деформации.

В горячекатаной ВАС на поверхности насыщенных водородом образцов происходит формирование градиентной структуры с легированным водородом поверхностным слоем глубиной до 5 мкм, который хрупко разрушается по механизму «квасискола». Также образуется приповерхностная зона глубиной 50–120 мкм, которая характеризуется вторичными подповерхностными трещинами и вытянутыми ямками с преимущественно вязким разрушением. Центральная часть образцов, как и в исходном состоянии до насыщения водородом, разрушается по механизму ямочного излома. Все насыщенные водородом образцы характеризуются интенсивным транскристаллитным растрескиванием на боковых поверхностях, наличие небольшого количества интеркристаллитных трещин характерно только для наводороженных до 37 и 43 ч образцов. Таким образом, электролитическое насыщение водородом в течение 5–43 часов способствует незначительному уменьшению прочностных свойств, но приводит к существенным потерям пластичности высокоазотистой аустенитной стали.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 17-19-01197). Исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

МАГНИТОСТИМУЛИРОВАННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ КРИСТАЛЛОВ KDP

Даринская Е.В.¹, Колдаева М.В.¹, Альшиц В.И.¹, Притула И.М.²,
Безкровная О.Н.², Волошин А.Э.¹

¹Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова ФНИЦ
«Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия
²Институт Монокристаллов НАНУ, Харьков, Украина
darin@ns.crys.ras.ru

Изучалось влияние предварительной магнитной обработки на микротвердость кристаллов KDP, вырезанных перпендикулярно оси z из секторов роста разных граней: призмы и пирамиды. Начальные значения микротвердости образцов обоих типов в пределах 1% были одинаковы.

Исследовалась зависимость изменений микротвердости от величины магнитной индукции постоянного магнитного поля B и времени t_0 выдержки в нем образцов. Оказалось, что характер зависимостей микротвердости для образцов, вырезанных из разных секторов роста, от времени t , прошедшего после пребывания кристаллов в магнитном поле, существенно различается (рис. 1). Микротвердость образцов из сектора призмы после экспозиции в магнитном поле уменьшается через двое суток на 9.1% и через четверо суток достигает первоначального значения.

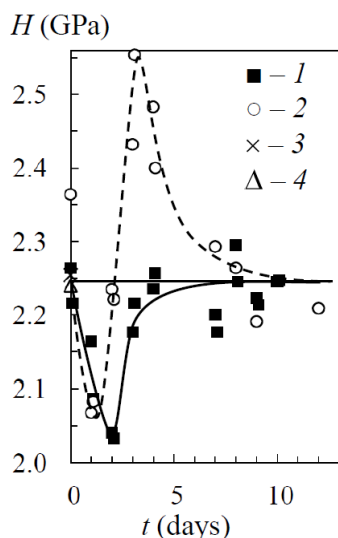


Рис. 1. Зависимость микротвердости образцов монокристалла KDP, вырезанных из сектора роста граней призмы (1, 3) и пирамиды (2, 4) от времени, прошедшего после их выдержки в постоянном магнитном поле 0.8 Тл в течение 30 мин. 3, 4 – исходная микротвердость.

А для образцов из сектора пирамиды кинетика изменения радикально иная: через сутки микротвердость уменьшается на 9.3%, затем трое суток монотонно растет до уровня на 13% выше фона, после чего возвращается к исходному значению.

Обнаружено, что длительность сохранения измененной величины микротвердости зависит от величины B^2t_0 , с ростом которой увеличиваются временные интервалы, когда значение микротвердости, достигнув максимума изменений, остается на одном и том же уровне. Определены пороговые значения B^2t_0 , при которых идет смена режима изменений микротвердости после магнитного воздействия.

Анализ микропримесного состава исследованных образцов показал, что в образце из сектора призмы значительно больше трехвалентных примесей алюминия, железа и хрома, чем в образце из сектора пирамиды. Возможно, поэтому наблюдается существенное различие в характере изменения микротвердости образцов, вырезанных из разных секторов роста, после пребывания их в магнитном поле $\mathbf{B} \perp \mathbf{z}$. В случае $\mathbf{B} \parallel \mathbf{z}$ магнитное поле не влияет на микротвердость в обоих секторах.

Работа поддержана ФАНО (соглашение № 007-ГЗ/Ч3363/26) в части обнаружения разной кинетики изменения микротвердости после экспозиции образцов, вырезанных из разных секторов роста кристалла KDP, и грантом Президиума РАН (Программа на 2018–2020 гг) в части изучения влияния длительности экспозиции на эффект.

БОЛЬШИЕ ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРУЖЕНИЯ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ

Макаров С.В., Плотников В.А.

Алтайский государственный университет, Барнаул

makarov@phys.asu.ru

Накопление деформации в алюминии и его сплавах в мягкой схеме нагружения в условиях термического воздействия осуществляется монотонно-скачкообразно (квазискачкообразно) - макроскопические деформационные скачки перемежаются с монотонными участками накопления деформации [1], о чем свидетельствуют осцилляции

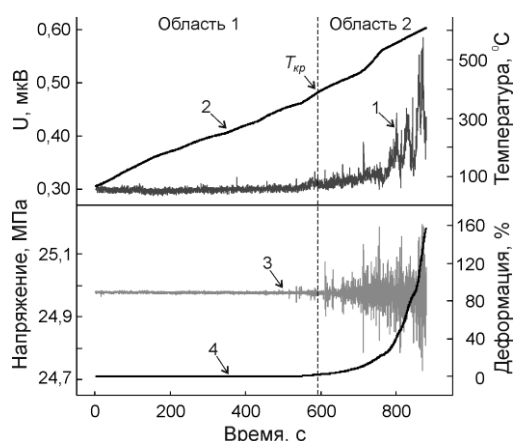


Рис. 1. Акустическая эмиссия (1), температура (2), механическое напряжение (3) и накопление деформации (4) при нагреве алюминия при постоянной нагрузке 25 МПа.

механического напряжения (рис. 1, зависимость 3), причем амплитуда осцилляций увеличивается, как увеличивается и среднее квадратичное напряжение акустической эмиссии (рис. 1, зависимость 1), при повышении температуры. Немонотонный характер накопления деформации осуществляется при достижении критических температурно-силовых параметров. Возрастание среднее квадратичного напряжения акустической эмиссии свидетельствует о существенном увеличении колебательной энергии в деформируемом объеме образца. Как было показано [2], накопление колебательной энергии в объеме деформированного материала может осуществляться только за счет формирования стоячих волн на естественных резонаторах. Переход к высокодеформированному состоянию в алюминии (накопленная деформация за цикл

составляет около 150 %) при достижении критической температуры ($T_{кр}$) осуществляется как результат совместного действия термических флуктуаций, механических напряжений и колебательной энергии акустической эмиссии в элементарном деформационном акте и сопровождается изменениями в структуре материала. При больших пластических деформациях значительно возрастает плотность «неравновесных» границ зерен [3], которые ответственны за аномальные явления проскальзывания, взаимодействия с решеточными дефектами и определяют высокий уровень пластичности.

Однако в нашем случае процесс накопления деформации осуществляется не монотонно, о чем свидетельствуют осцилляции механического напряжения. Этот процесс накопления больших пластических деформаций, очевидно, обусловлен последовательностью процессов упрочнения и разупрочнения, которые при больших пластических деформациях можно представить как пространственную цикличность в изменении структурного состояния: фрагментированная структура – рекристаллизационная структура [4].

1. Плотников В.А., Макаров С.В. // Письма в ЖТФ. 2008. Т. 34. № 6. С.65–72.
2. Макаров С.В., Плотников В.А., Потекаев А.И. // Известия вузов. Физика. 2014. №7. С. 81–86.
3. Валиев Р.З. // Рос. Нанотехнологии. 2006. Т.1. №1-2. С.208.
4. Быков В.М., Лихачев В.А., Никонов Ю.А. и др. // ФММ. 1978. Т.45. №.1. С.163.

ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ПОЛИМЕРОВ

Закревский В. А.¹, Пахотин В. А.¹, Сударь Н. Т.²

¹ ФТИ им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

² СПбПУ Петра Великого, Санкт-Петербург, Россия

v.zakrevsky@mail.ioffe.ru

Полимерные диэлектрические материалы находят широкое применение в различных технических устройствах в качестве изоляционных и диэлектрических слоев. Поэтому изучение их электропрочностных свойств является актуальной задачей. К началу 80-х годов совершенствование технологии изготовления полимерных диэлектриков и изделий из них позволили существенно уменьшить возможность возникновения частичных разрядов (ЧР) в процессе эксплуатации, что привело к заметному возрастанию электрической прочности полимеров.

Стремление к миниатюризации обусловило необходимость использования тонких полимерных пленок, толщина которых не превышает нескольких микрометров. В процессе эксплуатации электротехнических изделий со столь тонкими пленками, в частности конденсаторов, пленки подвергаются воздействию электрических полей, напряженность которых может превышать 2-3 MV/cm. Ясно, что в столь сильных электрических полях проблемы электрической прочности приобретают первостепенное значение. Следует также отметить, что полимерные диэлектрические пленки толщиной от нескольких до нескольких десятков микрометров оказались наиболее удобными объектами исследований электрического старения и пробоя полимеров, не связанного с воздействием ЧР.

Многочисленные эксперименты показали, что электрическое разрушение пленок в условиях подавления ЧР не является критическим событием, происходящим при достижении определенной напряженности поля. Время их жизни в электрическом поле (долговечность) экспоненциально уменьшается при увеличении его напряженности [1,2].

Было установлено, что электрическое разрушение полимерных пленок можно рассматривать как процесс, состоящий из двух последовательных этапов. На первом (подготовительном) этапе происходит иницируемое электрическим полем накопление повреждений макромолекул, при этом в литературе высказывались различные гипотезы о механизме распада макромолекул в электрическом поле. Длительность подготовительного этапа определяет долговечность пленки в электрическом поле, т. е. время от момента приложения напряжения к полимеру до пробоя. На втором (завершающем) этапе полимерный диэлектрик теряет способность сопротивляться протеканию тока высокой плотности, наблюдается его резкое возрастание, т. е. происходит электрический пробой. Длительность завершающего этапа (пробоя) составляет $\sim 10^{-9}$ - 10^{-8} s [3-5].

При рассмотрении перехода от подготовительного к завершающему этапу разрушения полимерного диэлектрика полагалось, что в конечном итоге распад макромолекул приводит к образованию полости или разрыхленной области, в которой становится возможной ударная ионизация молекул и возникновение электронных лавин [3,6]. Вместе с тем очевидно, что заметное понижение плотности может происходить только в результате массопереноса (перемещения макромолекул), однако, вероятность перемещения целых молекул в твердых полимерах авторами цитируемых работ не оценивалась и не обсуждалась.

Нами предложен и разрабатывается новый, не связанный с ударной ионизацией, физический механизм, с единых позиций рассматривающий старение (ухудшение свойств полимеров в электрическом поле со временем) и пробой — быстрое возрастание тока в полимерных диэлектриках на завершающем этапе электрического разруше-

ния. Данный механизм базируется на представлении о полевой ионизации макромолекул [4,7,8].

Полагается, что в сильных электрических полях в полимерах носители заряда могут возникать в локальном объеме вследствие полевой ионизации макромолекул при туннельном переходе электрона с высшей занятой орбитали макромолекулы (НОМО) на низшую свободную орбиталь (LUMO) соседней молекулы. В ионизированных фрагментах макромолекул понижена энергия разрыва химических связей. Электрическое поле дополнительно снижает энергию ионизированной связи в молекулярном ионе, вследствие чего вероятность разрыва его по термофлуктуационному механизму возрастает. С этой точки зрения напряженность поля, при которой начинается интенсивная ионизация макромолекул ($\sim 10^9$ V/m), можно рассматривать как предельную (теоретическую) электрическую прочность полимеров.

В конечном итоге ионизация макромолекул, обусловленная переходами НОМО→LUMO, приведет к накоплению в рассматриваемой локальной области полимера некоторой равновесной концентрации электронов и дырок, величина которой определяется балансом между скоростью ионизационного процесса и оттоком носителей заряда из данной области. При распаде макромолекул образуются новые макроионы и химически активные свободные радикалы, вступающие в химические реакции с соседними молекулами. В результате возникают химические дефекты макромолекул — новые атомные группы с положительным сродством к электрону, которые могут служить глубокими ловушками электронов. Их появление и накопление в сильном электрическом поле ускоряет возникновение макроионов в полимере, поскольку становится возможным туннелирование электрона с уровня НОМО макромолекулы на глубокую ловушку (переход, обозначаемый в дальнейшем как НОМО→TRAP). Вероятность таких переходов превышает вероятность переходов НОМО→LUMO.

Накопление в локальной области полимера положительных молекулярных ионов и электронов (как находящихся в зоне LUMO, так и захваченных на глубокие ловушки) можно рассматривать как образование твердотельной плазмы, в которой возникает эффект дебаевского экранирования зарядов, приводящий к снижению потенциала ионизации нейтральных атомов или молекул.

Протекание двух взаимосвязанных самоускоряющихся процессов, т. е. процессов, скорости которых возрастают со временем, приводит, в конечном итоге, к взрывообразному возрастанию концентрации несвязанных зарядов в полимере и, следовательно, к резкому возрастанию, протекающего через полимерный диэлектрик тока.

Расчеты, выполненные для случая постоянного электрического поля, показали, что за исключением относительно небольшого начального временного участка большую часть времени реализуется сценарий, при котором в течение длительного времени доминируют более быстрые переходы НОМО→TRAP, следовательно, возрастание со временем концентрации зарядов в плазме, и, как следствие этого, снижение потенциала ионизации молекул, оказывается возможным только вследствие возникновения и накопления глубоких ловушек и туннелирования на них электронов с уровня НОМО макромолекул. Именно этот период времени можно рассматривать как подготовительный этап процесса электрического разрушения полимерного диэлектрика. Длительность его зависит от напряженности электрического поля и уменьшается по мере его возрастания.

Предлагаемая нами модель процесса электрического разрушения полимерного диэлектрика предсказывает экспоненциальное снижение долговечности при возрастании напряженности электрического поля и температуры, что хорошо согласуется с известными экспериментальными данными о долговечности полимерных диэлектриках в постоянном электрическом поле.

Экспериментальные данные об электропрочностных свойствах тонких полимерных пленок при импульсном нагружении образцов в субмикросекундном и микросекундном диапазонах времени вполне определенно указывают на четкую зависимость времени жизни полимерной пленки в электрическом поле от его напряженности [9]. При анализе экспериментальных данных, полученных в работе [9], был использован рассматриваемый выше ионизационный механизм. При этом вследствие кратковременности развития импульсного пробоя при его описании можно было ограничиться лишь анализом наиболее быстропротекающего процесса, а именно, рассмотрением полевой ионизации макромолекул при туннельном переходе НОМО→LUMO. Хорошее согласие экспериментальных и расчетных данных позволило заключить, что электрическое разрушение полимеров и при импульсном нагружении состоит в накоплении дефектов макромолекул, заканчивающимся при достижении их критической концентрации резким увеличением протекающего через полимер тока, т. е. пробоем. Поэтому электрические свойства полимерных пленок при импульсном нагружении (с рассматриваемыми временными характеристиками импульсов) следует характеризовать также, как и в постоянном поле, пробивной напряженностью и временем жизни (долговечностью), зависящих от таких параметров импульса, как крутизна его фронта и амплитуда.

Список литературы

1. Liufu D., К.С. Као. // J. Appl. Phys. 1999. V. 85. No 2. P. 1089-1094.
2. Закревский В.А., Сударь Н.Т. // ЖТФ. 1996. Вып. 4. С. 105-113.
3. Laurent C., Teysse G. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B. 2003 V. 208. P. 442-447.
4. Закревский В.А., Сударь Н.Т. // ФТТ. 2013. Т. 55, вып.7. С. 1298-1303.
5. Закревский В.А., Пахотин В.А., Сударь Н.Т. // ЖТФ. 2015. Т. 85. Вып. 8. С.40-45.
6. Artbauer J. // J. Phys. D.: Appl. Phys. 1996. V. 29. P. 446-456.
7. Zakrevskii V.A., Sudar N.T., Zaopo A., Dubitsky Yu. A. // J. Appl. Phys. 2003. V. 93. No 4. P. 2135-2139.
8. Zakrevskii V.A., Pakhotin V.A., Sudar N.T. // J. Appl. Phys. 2014. V.115. P. 234101.
9. Закревский В.А., Пахотин В.А., Сударь Н.Т. // ЖТФ. 2017. Т. 87, вып.2. С. 249-253.

ДЕТЕРМИНИРОВАНИЕ РАБОТЫ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА

**Хлопков Е.А.¹, Тихомиров А.А.², Бровкина Я.Ю.¹, Булдаков П.Ю.¹,
Волков Г.А.³, Смирнов И.В.³, Вьюненко Ю.Н.², Латышев К.А.⁴**

¹ Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, РФ

² ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД", Санкт-Петербург, РФ

³ Санкт-Петербургский государственный университет, РФ

⁴ Филиал "Невский" ПАО "ТГК-1" Автовская ТЭЦ-15, Санкт-Петербург, РФ

hlopkovelisey@mail.ru

Применение кольцевых силовых пучковых и ленточных элементов в конструкции ШеРов [1, 2] показало заметные преимущества этих прессов, использующих металлы с эффектом памяти формы для генерации усилий, в изготовлении слоистых материалов. Одновременно накопленный производственный опыт привел к необходимости поиска совершенствования технологического процесса в целях повышения деформационно-силовых характеристик ШеРов. С этой целью разработан деформатор ДТВ – устройство, позволяющее проводить детерминированное формоизменение "металлических

мышц" перед установкой КСПЭ или КСЛЭ в пресс, для выполнения производственной операции в соответствии с регламентом технологического процесса по допустимым уровням силового воздействия на обрабатываемое изделие.

На рис.1, 1 приведен деформационный портрет "металлических мышц", состоящих из 5 замкнутых витков проволоки TiNi50,45ат.% диаметром 2мм, полученный при подготовки их к технологическому процессу с использованием созданного деформатора ДТВ. Для сравнения приведена кривая (2), показывающая зависимость силового воздействия и формоизменения полученная на Instron 5985.

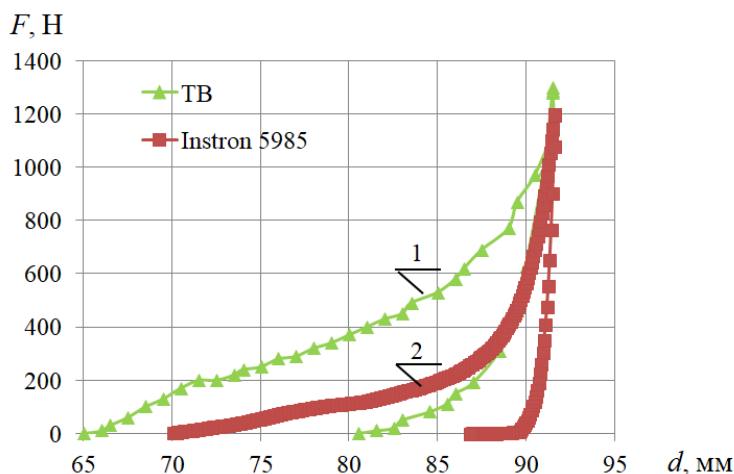


Рис.1. Деформационная диаграмма кольцевого силового пучкового элемента: 1 – ТВ ($d_1 = 65$ мм), 2 – Instron 5985 ($d_1 = 70$ мм)

Отмечается двухступенчатый характер деформирования "металлических мышц". Отличия в экспериментальных данных могут быть вызваны особенностями промежуточной термо-механической обработки.

1. Выюненок Ю.Н.. Применение ЭПФ в производстве слоистых материалов / Перспективные материалы и технологии: сб.статей Междунар. науч. симпозиума – Витебск: УО «ВГТУ», 2011. – С.182-184.
2. Выюненок Ю.Н., Турзаков А.С., Хлопков Е.А., Волков Г.А. Деформационно-силовые свойства кольцевых силовых ленточных элементов из сплава TiNi / Перспективные материалы и технологии: матер. Междунар. симпозиума. Ч.1. – Витебск: УО "ВГТУ", 2017. С.36-38.

СТАТИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАТЕРИАЛОВ С УМЗ СТРУКТУРОЙ

**Клевцов Г.В.¹, Валиев Р.З.², Семенова И.П.², Клевцова Н.А.¹, Ганеев А.В.²,
Мерсон Е.Д.¹, Линдеров М.Л.¹, Пигалева И.Н.¹**

¹)Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,

Klevtsov11948@mail.ru

²) НИИ ФПМ УГАТУ, Уфа, Россия,

rzvaliev@outlook.com

Целью настоящей работы является исследование влияния ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры на статическую трещиностойкость и механизм разрушения металлических материалов с различным типом кристаллической решетки.

Исследовали сталь 09Г2С, сталь 45, алюминиевый сплав АК4-1 и титановый сплав ВТ6 в исходном КЗ состоянии, и после РКУП в УМЗ состоянии. Испытание на статическую трещиностойкость K_{IC} (K_C) проводили на образцах толщиной 10 и 12 мм по схеме трехточечного изгиба в среде жидкого азота согласно ГОСТ 25.506-85. О реализации плоской деформации судили по критерию механики разрушения $t/(K_{IC}/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$ и критерию h_{max}/t , где h_{max} – максимальная глубина пластической зоны под поверхностью излома, t – толщина образца.

Результаты исследований представлены в таблице 1 и на рисунке 1.

Таблица. Статическая трещиностойкость K_{IC} (K_C) исследуемых материалов и критерии реализации условий ПД $t/(K_{IC}/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$ и h_{max}/t в УМЗ материалах

Материал	Тип решетки	K_{IC} (K_C), МПа $\sqrt{м}$		(УМЗ состояние) $t/(K_{IC}/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$	(УМЗ состояние) h_{max}/t
		КЗ	УМЗ		
09Г2С	ОЦК	28	58	7,4 (K_{IC})	$3,00 \cdot 10^{-3}$ (K_{IC})
Сталь 45	ОЦК	67	53	7,9 (K_{IC})	$6,00 \cdot 10^{-3}$ (K_{IC})
АК4-1	ГЦК	27,5	25	4,7 (K_{IC})	$3,75 \cdot 10^{-2}$ (K_C)
ВТ6	ГПУ	48	34	26 (K_{IC})	$3,00 \cdot 10^{-3}$ (K_{IC})

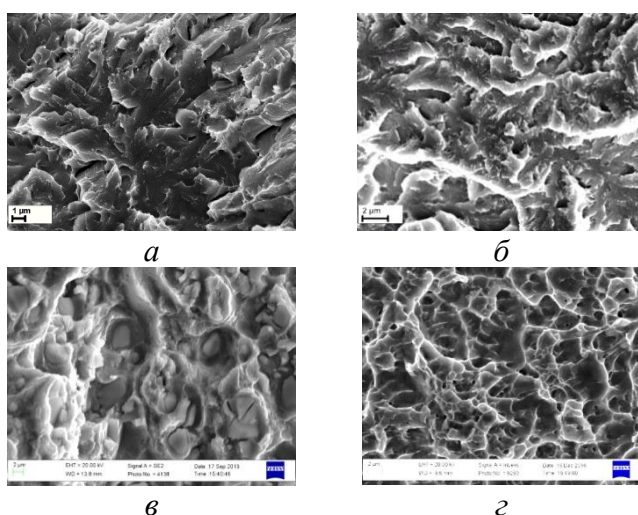


Рис. 1. Микрорельеф статических изломов УМЗ материалов: 09Г2С (а), сталь 45 (б), АК4-1 (в), ВТ6 (г) в условиях ПД (а, б, г) и в переходной области от ПД к ПН (в)

Выводы

1. РКУП, формируя УМЗ структуру, не однозначно влияет на статическую трещиностойкость K_{IC} (K_C) исследуемых материалов.
2. Критерий реализации условий плоской деформации (ПД) h_{max}/t является более жестким по сравнению с критерием механики разрушения $t/(K_{IC}/\sigma_{0,2})^2 \geq 2,5$.
3. Разрушение УМЗ стали 09Г2С и стали 45 в условиях ПД произошло по механизму квазискола; разрушение УМЗ сплава ВТ6 – с образование микрорельефа, состоящего из беспорядочно расположенных гладких гребней, чем-то напоминающей ямочный микрорельеф. Разрушение УМЗ сплава АК4-1 в переходной области от ПД к ПН произошло по смешанному механизму.

Работа выполнена при финансово поддержке РФФИ (проект 18-08-00340_а).

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ПОРИСТОСТИ НА СВОЙСТВА МЕДИ М06 В РЕЗУЛЬТАТЕ ОБРАБОТКИ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Сенникова Л.Ф., Ткаченко В.М., Гангало А.Н., Бурховецкий В.В.,
Волкова Г.К., Глазунова В.А.

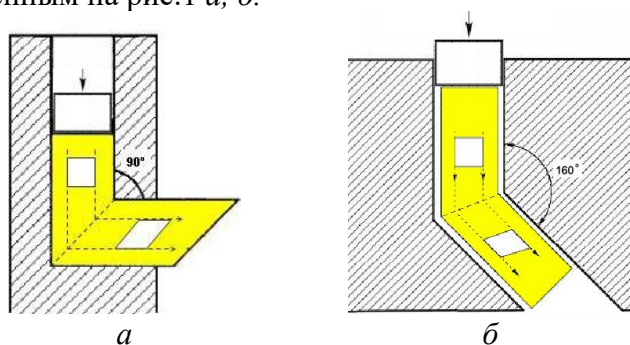
Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина. Донецк
Sennikova_lf@ukr.net

Микроскопические поры и трещины образуются в процессе пластической деформации твердых тел или вследствие технологических особенностей получения последних. Как правило, увеличение деформационной пористости ведет к деградации физико-механических характеристик материалов.

Предполагается, что накопление больших значений суммарной деформации с малыми разовыми степенями вносит меньше деформационных повреждений, чем в случае применения больших разовых деформаций, что позволит повысить физико-механические свойства материала.

Поэтому, была выбрана схема равноканального углового прессования (РКУП), позволяющая деформировать материал при сдвиговой деформации в дробном режиме ($e < 1$), а для сравнения – традиционная схема РКУП ($e \geq 1$).

Исходным материалом служили промышленные горячепрессованные прутки меди М06 диаметром 50 мм., которые вначале прессовали до нужного диаметра, а затем отжигали при температуре 600⁰ С в течение 2 часов. Далее деформационную обработку образцов осуществляли РКУП при комнатной температуре по двум схемам представленным на рис.1 а, б.



В результате проведенных исследований выявлено влияние различных схем РКУП на деформационную пористость материала и его физико-механические свойства.

Показана эволюция деформационного разуплотнения с увеличением степени деформации.

Получены данные о деформационной пористости и построены гистограммы распределения пор по размерам. Подавляющее большинство пор имеют размеры десятых и сотых долей микрона, что совпадает с размерами блочной структуры, полученных с помощью рентгеноструктурного анализа.

Определена взаимосвязь между деформационным разуплотнением и твердостью меди. Показано, что с увеличением степени деформации до $\Sigma e = 6$ количество несплошностей в материале резко увеличивается, а твердость практически не повышается, что характерно для обеих схем РКУП.

Установлено, что при деформации РКУП с большой суммарной степенью, но в дробном режиме ($e < 1$), деформационная пористость меди меньше по сравнению с традиционным РКУП, где $e \geq 1$, при небольшой разнице в твердости.

СЛОИСТЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ГИБРИДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ДЕФОРМАЦИЕЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Рогачев С.О.¹, Никулин С.А.¹, Хаткевич В.М.¹,
Сундеев Р.В.²

¹НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

²Московский технологический университет (МИРЭА),

г. Москва, Россия

csaap@mail.ru

В последнее время развивается направление, связанное с использованием больших пластических (мегапластических) деформаций для создания металлических гибридных материалов с одновременной трансформацией их структуры в нано- или субмикроструктурную, что обеспечивает более высокие свойства компонентов и гибридов в целом [1, 2].

В настоящей работе методом кручения под высоким давлением (КВД) получены образцы слоистых металлических гибридных материалов различных композиций и проведено комплексное исследование их макро-, микроструктуры и упрочнения.

Исходные плоские образцы диаметром 8 мм вырезали из стали 08Х17Т, а также сплавов V–10Ti–5Cr и Zr–2,5Nb. Перед КВД собирали трехслойные пакеты (сэндвичи) следующих композиций «сталь/ванадиевый сплав/сталь»; «сталь/циркониевый сплав / сталь» и «ванадиевый сплав/циркониевый сплав/ванадиевый сплав». При этом толщина нижнего слоя каждой композиции составила 0.3 мм, среднего слоя – 0.2 мм и верхнего слоя – 0.5 мм. КВД собранных трехслойных пакетов проводили в «лунке» глубиной 0.5 мм, расположенной в нижней вращающейся наковальне, при комнатной температуре при квазигидростатическом давлении $P = 6$ ГПа и числе оборотов $N = 5$.

Сдвиговая деформация при КВД всех трехслойных пакетов привела к прочному соединению слоев и их существенному упрочнению. КВД также привело к «перемешиванию» слоев и формированию характерной «вихревой» структуры, элементы которой имеют нано- и субмикроструктурный размер. Формирование «вихревых» структур являлось дополнительным фактором упрочнения гибридного материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых-кандидатов наук (№ МК-6239.2018.8).

Список литературы

1. O.Bouaziz, H.S. Kim, Y. Estrin. Architecturing of metal-based composites with concurrent nanostructuring: A new paradigm of materials design // *Advanced Engineering Materials*. 15 (2013) 336-340.
2. S.O. Rogachev, S.A. Nikulin, A.B. Rozhnov, V.M. Khatkevich, T.A. Nechaykina, M.V. Gorshenkov, R.V. Sundeev. Multilayer “Steel/Vanadium Alloy/Steel” Hybrid Material Obtained by High-Pressure Torsion at Different Temperatures // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 48 (2017) 6091-6101

ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНЫХ ТИТАНСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ X18H12T2 И X18H12T3 МЕТОДОМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТИРОВАНИЯ

Рогачев С.О., Стомахин А.Я., Хаткевич В.М., Кадач М.В., Морозов М.В.

НИТУ «МИСиС», г. Москва, Россия

csaap@mail.ru

Метод высокотемпературного внутреннего азотирования перспективен для легирования азотом аустенитных титансодержащих сталей типа Fe–Cr–Ni–Ti с целью повышения их прочностных и других свойств.

В настоящей работе образцы стали X18H12T с повышенной массовой долей титана (1,5 % Ti в стали X18H12T2 и 3,0 % Ti в стали X18H12T3) прокатывали на лист 1 мм и выдерживали при температуре 1000...1100 °С в атмосфере чистого азота в течение 5...8 ч. Для уменьшения неоднородности распределения азота в объеме образца, образцы после азотирования подвергали холодной прокатке на конечную толщину 0,5 мм с последующим отжигом в аргоне (1040 °С, 1...5 ч, охлаждение в воду).

Металлографический анализ структуры в поперечном сечении проводили в программной среде ImageExpertPro по фотографиям, полученным с помощью оптического микроскопа Buehler. Измерения микротвердости проводили по методу Виккерса (нагрузка 100 г) на микротвердомере MICROMET 5101. Испытания на растяжение образцов проводили на машине INSTRON 5966 со скоростью растяжения 1 мм/мин при комнатной температуре.

В исходном неазотированном состоянии (после отжига при 1040 °С, 30 мин, охлаждение в воду) размер зерна в структуре сталей с 1,5 и 3 % титана составил 35 ± 11 и 8 ± 2 мкм, соответственно. Азотирование сталей в течение 5 ч приводит к формированию приповерхностных азотированных слоев повышенной травимости толщиной 230...260 мкм. Увеличение длительности азотирования с 5 до 8 ч увеличивает толщину азотированных слоев для стали с 1,5 % титана до 350 мкм и не оказывает заметного влияния на толщину азотированных слоев для стали с 3 % титана. При этом азотирование обеих сталей приводит к небольшому росту зерна, более выраженному для стали с 1,5 % титана.

Азотирование сталей приводит к существенному повышению микротвердости поверхностных слоев образца на глубину 150...200 мкм. Микротвердость обеих сталей после азотирования в течение 5...8 часов повышается с 150...180 HV до 380...420 HV, соответственно.

В исходном неазотированном состоянии (после отжига при 1040 °С, 30 мин, охлаждение в воду, при толщине 1 мм) σ_B и $\sigma_{0.2}$ стали с 1,5 % титана составили 180 и 540 МПа, соответственно, а стали с 3 % титана – 355 и 716 МПа, соответственно, при относительном удлинении 54 и 39 %, соответственно.

Азотирование приводит к повышению прочностных и понижению пластических характеристик сталей (до 6...7 %). Отжиг в аргоне после азотирования и прокатки позволяет снизить микротвердость на краях образца и обеспечивает более равномерное ее распределение по сечению. При этом повышается как прочность, так и пластичность сталей. Наибольшее повышение прочности по сравнению с исходным неазотированным состоянием происходит после азотирования в течение 8 ч, холодной прокатки и отжига в аргоне в течение 5 ч: σ_B до 850...900 МПа; $\sigma_{0.2}$ до 520...570 МПа; относительное удлинение 22...27 %.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОЛУЧЕННЫХ CO₂-ЛАЗЕРОМ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМИ ВСТАВКАМИ

Сенаева Е.И.¹, Макаров А.В.², Пугачева Н.Б.¹, Трушина Е.Б.¹

¹ФГБУН Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,

²УрФУ, Екатеринбург, Россия

nat@imach.uran.ru

Сварка титановых сплавов со сталями является одной из весьма сложных технологических задач. Это обусловлено существенными различиями этих материалов по теплофизическим свойствам и ограниченной растворимостью друг в друге. Для расплавления титановых сплавов требуется гораздо большее тепловложение, чем для сталей, поэтому при формировании сварного соединения в большей степени расплавляется сталь. Кроме того, в сварном шве формируется сплошная прослойка интерметаллидов FeTi и Fe₂Ti, которые охрупчивают материал соединения и вызывают образование трещин. Традиционно сварку этих материалов проводят с использованием промежуточных переходных вставок, например, Cu, Ni, Ag и других. Наиболее перспективно использование высококонцентрированных источников излучения – лазера или электронного луча.

Цель работы – провести сравнительный анализ структуры, химической неоднородности, фазового состава, твердости и прочности соединений хромоникелевой аустенитной стали 321 и титанового сплава BT1-0 с использованием промежуточных вставок Cu, Ni и припоя ПСР72 на основе Ag.

Сварку листов толщиной 3 мм проводили CO₂-лазером постоянного действия в ИТПМ им. С.А. Христиановича под руководством д.ф.-м.н. профессора А.М. Оришича. На всех образцах проведен анализ макро- и микроструктуры, определен характер распределения значений микротвердости по высоте и ширине швов. Локальный химический состав определяли на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGAII XMU с энегродисперсионной приставкой фирмы OXFORD. фазовый рентгеноструктурный анализ выполняли на дифрактометре Shimadzu XRD7000. Определение прочности соединений проводили по результатам испытаний на статическое растяжение на машине INSTRON 8801.

Использование промежуточных вставок разного химического состава обусловило различия в строении и прочности полученных соединений. Наиболее узкий (всего 0,6 мм) сварной шов с максимально дисперсной и однородной структурой сформировался при использовании припоя ПСР72 ($\sigma_b = 230$ МПа). При этом не зафиксировано значительное расплавление соединяемых материалов в сварочной ванне, а соединение сформировалось в режиме пайки. В случае применения никелевой вставки сформировался сварной шов с развитой дендритной ликвацией, прочность этого соединения невысока - $\sigma_b = 156$ МПа.

При использовании пластины меди были реализованы соединения в режимах пайки и сварки. Сохранение медной вставки в исходном состоянии при пайке ограничило прочность полученного соединения - $\sigma_b = 152$ МПа. Растворение соединяемых материалов в сварочной ванне с интенсивным конвективным перемешиванием позволило получить в материале сварного шва твердый раствор меди и интерметаллиды (Fe,Cr)₂Ti и Cu₄Ti, частицы которых равномерно распределены в объеме шва, что обеспечило прочность соединения $\sigma_b = 515$ МПа.

Работа выполнена в рамках выполнения госзадания по теме № 0391-2016-0002 и при частичной поддержке гранта РФФИ № 18-38-00155 мол_а.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

Пугачева Н.Б., Вичужанин Д.И., Нестеренко А.В., Мичуров Н.С.

¹ФГБУН Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия
nat@imach.uran.ru

Высокие показатели тепло- и электропроводности в сочетании с повышенными прочностными характеристиками и малым удельным весом определяют возрастающий интерес к алюмоматричным композиционным материалам (АМК), которые могут быть использованы в авиационной и ракетной технике, в химическом и электротехническом машиностроении. Целью работы являлось изучение влияния горячей пластической деформации на структуру и прочность АМК с матрицей из гранулированного сплава Д16 с содержанием наполнителя - карбида кремния SiC - 10 об. %.

Исследована микроструктура, фазовый и химический составы, твердость и прочность АМК в исходном спеченном состоянии и после горячей пластической деформации при 540 °С. Для получения композитов использовали гранулированный сплав Д16 следующего химического состава, мас. %: до 0,3 Zn; 1,2–1,8 Mg; 3,8–4,9 Cu; до 0,5 Fe; до 0,5 Si; 0,3–0,9 Mn; 0,1–0,25 Cr; до 0,5 Ni до 0,1 Ti, Al – остальное. Микроструктуру и фазовый состав АМК исследовали современными методами оптической и растровой металлографии, микрорентгеноспектрального и рентгеноструктурного анализов. Значения твердости АМК определяли методом Виккерса на макро, мезо и микроуровнях. Прочность определяли по результатам испытаний на растяжение на испытательной машине INSTRON 8801. Исследованный АМК после спекания относится к ячеистым: частицы SiC располагаются по границам раздела гранул матрицы. Матрица, в свою очередь, имеет зеренное строение, по границам зерен расположены частицы S-фазы Al₂CuMg игольчатой формы длиной частиц 2 мкм при ширине 0,5 мкм. Прочность композита в спеченном состоянии при комнатной температуре ограничивается наличием границ раздела “SiC-SiC” в местах скопления частиц, чаще всего на стыке 3-х матричных гранул и составила $\sigma_b=136$ МПа. На поверхности разрушения образцов выявлены характерные ямки и фасетки квазискола, что соответствует вязкому разрушению матрицы. Обнаружены также участки, где разрушение произошло по скоплениям частиц наполнителя, а поверхность разрушения представляет собой гранулы матрицы, усыпанные частицами наполнителя.

Проведение горячей пластической деформации при температуре 540 °С позволяет разбить скопления частиц наполнителя за счет затекания образующегося по эвтектической реакции $\alpha+S(\text{Al}_2\text{CuMg})\rightarrow L$ расплава в микропоры между частицами SiC. Происходит перераспределение частиц наполнителя таким образом, что каждая частица даже в самых широких скоплениях окружена матрицей, а сплошные сетки частиц SiC разбиваются, отдельные частицы проникают в матрице. Повышение прочности композита после его горячей деформации при температуре 540 °С до $\sigma_b=300$ МПа произошло за счет установления прочных адгезионно-диффузионных связей между частицами наполнителя и матрицы, проявившихся в образовании тонкой прослойки соединений Al₄C₃ и Al₄SiC₄ в приповерхностных зонах частиц наполнителя.

Работа выполнена в рамках выполнения госзадания по теме № 0391-2016-0002 в части разработки методов исследований и при частичной поддержке проекта РФФ №14-19-01358 в части исследованных материалов и технологии их обработки.

КРИТИЧЕСКАЯ ДИНАМИКА ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТИ В СПЛАВЕ АМГ6

Ефремов Д.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
efremov.d@icmm.ru

Исследовалось деформирование (сжатие) наклонных цилиндрических образцов сплава АМГ6 при скоростях перемещения захвата 1-4 мкм/с, для которых наблюдается «прерывистое» течение (рис. 1). Следуя [1], исследовалась временная последовательность флуктуаций - “время” ожидания” между событиями, рис. 2, которое демонстрирует степенные зависимости вида $\tau = A_1(\varepsilon - \varepsilon_{c1})^{-\beta_1}$ и $\tau = A_2(\varepsilon_{c2} - \varepsilon)^{-\beta_2}$ в окрестности двух значений макроскопических деформаций ε_{c1} и ε_{c2} . Данные значения соответствуют начальной стадии развития конечно-амплитудных флуктуаций в условиях локализации пластической деформации и стадии перехода к новому сценарию локализации деформации, предшествующей образованию очагов разрушения. По аналогии с теорией критических явлений значения ε_{c1} и ε_{c2} могут рассматриваться как аналоги критических точек, в окрестности которых наблюдается резкое увеличение характерных времен «релаксации» [2].

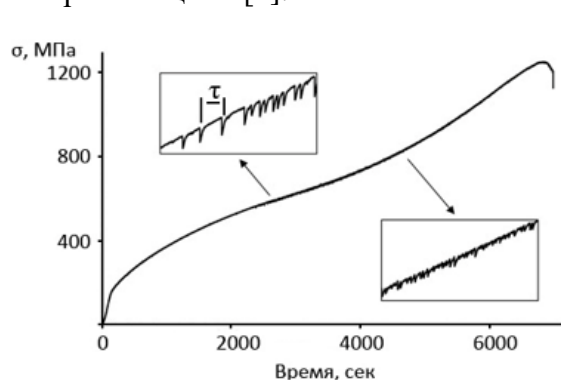


Рис. 1. Деформационная диаграмма алюминий-магний сплава АМГ6, при скорости перемещения захвата 2 мкм/с

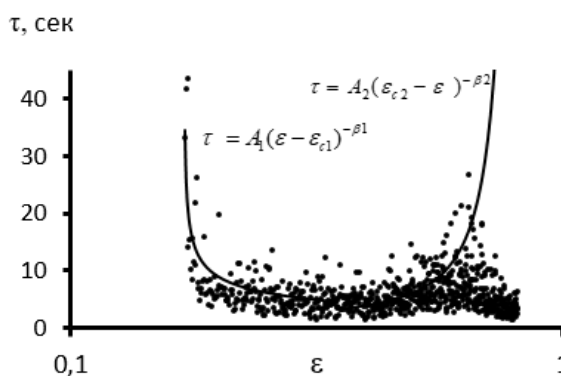


Рис. 2. Зависимость интервалов времени между конечно-амплитудными флуктуациями напряжения течения алюминий-магний сплава АМГ6, при скорости перемещения захвата 2 мкм/с

Переход через вторую «критическую точку» ε_{c2} , в отличие от результатов [1], не сопровождался разрушением образца, но обнаруживал развитие флуктуаций с качественно-новой пространственно-временной динамикой, которая может быть ассоциирована с формированием областей локализации поврежденности, предшествующих зарождению макроскопических трещин [3].

1. Gianfranco D, Franco N. Critical Dynamics of Burst Instabilities in the Portevin-Le Châtelier Effect // Physical review letters. 2000. Vol. 85. N. 19. P. 4096–4099.
2. Naimark O.B. Structural-scaling transitions in solids with defects and symmetry aspects of field theory // Physical Mesomechanics. 2010. Vol. 13. N. 5-6. P. 306–317.
3. Naimark O.B. Defect Induced Transitions as Mechanisms of Plasticity and Failure in Multifield Continua (Review Paper) // In “Advances in Multifield Theories of Continua with Substructure”, Birkhauser Boston, Inc., Eds: G.Capriz, P.Mariano. 2004. P. 75–114.

ОСНОВНЫЕ ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ 3D ПЕЧАТИ

Казанцева Н.В.

*Институт физики металлов им. М.Н.Михеева, УрО РАН,
Екатеринбург, Россия
kazantseva-11@mail.ru*

Освоение и развитие методик получения готовых деталей из титановых сплавов с использованием аддитивных технологий являются актуальными в настоящее время как для науки, так и для производства. Методы 3D печати очень перспективны, особенно для медицины, поскольку позволяют получать детали сложных конструкций и учитывать персональные особенности человеческого организма. При построении деталей в установках, использующих аддитивные технологии, (селективное лазерное сплавление, селективный лазерный синтез, электронно-лучевое сплавление) является важным целый ряд характеристик, включающих параметры используемой установки (например, мощность лазера), качество и размер порошка, расстояние между слоями, качество поверхности подложки, температура подложки и т.д. [1-2]. Все это оказывает влияние на пористость, уровень остаточных напряжений и структуру материала, что, соответственно, определяет его механические свойства [3-4].

В докладе рассмотрены основные факторы, влияющие на структуру и свойства титановых сплавов Ti6Al4V, полученных аддитивными методами. Проводится сравнительный анализ структуры и свойств сплавов Ti6Al4V, полученных с использованием различных методик 3D печати.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Диагностика» №АААА-А18-118020690196-3 при поддержке РФФИ (грант № 17-03-000-84).

Список литературы

1. E. Gordon, V. Dhokia, Experimental framework for testing the finishing of additive parts // Proceedings of the 13th International Conference on Manufacturing Research (ICMR2015). P 1-6.
2. P. Krakhmalev, G. Fredriksson, I. Yadroitsava, N. Kazantseva, A. du Plessis, I. Yadroitsev, Deformation Behavior and Microstructure of Ti6Al4V Manufactured by SLM // Physics Procedia. 2016. V.83. P.778-788.
3. Yadroitsev, P. Bertrand, I. Smurov, Parametric analysis of the selective laser melting process // Applied Surface Science. 2007. 253(19). P.8064–8069.
4. L. E. Murr, S. M. Gaytan, F. Medina, E. Martinez, D. H. Hernandez L. Martinez M. I. Lopez, R. B. Wicker and S. Coll, Effect of build parameters and build geometries on residual microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-4V components built by electron beam melting (EBM) / Proceedings of Solid Freeform Fabrication Symposium, 2009. Austin, TX, CD. P.374-394.

ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА КОМПЕНСАЦИЮ ВНУТРЕННИХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СЛС ОБРАЗЦАХ

Ежов И.В.¹, Казанцева Н.В.¹, Румянцев С.А.²

¹Институт физики металлов им А.М. Михеева УрО РАН,
г. Екатеринбург, Россия

²ФГБОУ ВО Уральский государственный университет путей
сообщения (УрГУПС), г. Екатеринбург, Россия
ezhov@imp.uran.ru

К основным методам, улучшающим свойства материалов относятся различные типы операций термической обработки. В качестве главного недостатка данного типа операций можно выделить существенную энергоемкость и трудоемкость процессов, невозможность их применения для конструкций больших габаритов, а так же сложных форм изделий. Одним из перспективных методов в данном направлении является вибрационная обработка, которая используется на протяжении нескольких лет в нефтегазовой отрасли для сварных соединений [1].

Нами исследована возможность применения низкочастотной вибрационной обработки для сплава Ti-6Al-4V, полученного 3D-печатью. Образец был выращен горизонтально относительно подложки. Был выбран режим виброобработки, включающий колебания со сложной амплитудой частотой – 16 Гц, время обработки - 20 мин. Исследования показали, что после 3D-печати исходный образец, имеет высокий уровень остаточных растягивающих напряжений, и изменение их на сжимающие после вибрационной обработки.

Таблица 1. Остаточные напряжения в исследованных образцах

Образцы	Эталон	Исходный	После виброобработки
Угол съемки θ , град.	35,53	35,50	35,55
Упругое напряжение $\varepsilon = \frac{\sin \theta_0}{(\sin \theta - \sin \theta_0)}$	-	-0,74	1,47
Остаточные напряжения первого рода ($\sigma_1 + \sigma_2$), МПа	-	369	-730

В докладе обсуждаются оптимальные параметры виброобработки, обеспечивающие минимальный уровень остаточных напряжений и максимальные механические характеристики.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 17-03-000-84.

Список литературы

1. Влияние вибрационной обработки на уровень остаточных напряжений и механические характеристики сварных соединений. / Р. А. Гильманшин, В. В. Ерофеев, Р. Г. Шарафиев, В. М. Якупов // Нефтегазовое дело. Машины и аппараты. 2015. Том 13, №4. С. 185-192.

НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mn–Cu

Клюева Е. С., Маркова Г. В.

ФГБОУ ВО «ТулГУ», г. Тула, Россия,
klueva.ekaterina@mail.ru

В сплавах Mn–Cu развитие ГЦК–ГЦТ магнито-структурного превращения, имеющего признаки термоупругого мартенситного превращения (МП), обуславливает проявление высоких диссипативных свойств (ДС), эффекта памяти формы (ЭПФ) и элиноварности. ГЦК–ГЦТ превращение реализуется после распада ГЦК твердого раствора по спинодальному механизму на две когерентные дисперсные фазы – обогащенной и обедненной Mn. На параметры ГЦК–ГЦТ превращения, а значит, и на специальные свойства сплавов Mn–Cu сильное влияние оказывают температура и продолжительность старения в спинодальной области.

Исследовали влияние режима старения (400, 440 и 540 °С, время выдержки 0,17...53 часа) на ДС и характеристики ЭПФ сплавов Mn–Cu с содержанием Mn от 40 до 85 ат. %. В качестве характеристики ДС при малых амплитудах деформации выбрано внутреннее трение (ВТ), измерения температурных зависимостей которого проводили на обратном крутильном маятнике РКМ–ТПИ при $f \approx 1$ Гц, амплитуде деформаций $\gamma \sim 2,7 \cdot 10^{-5}$, в диапазоне температур от -150 до 200 °С. Температурное положение фазового пика ВТ соответствует точкам мартенситного превращения.

Степень восстановления формы (K) при деформации кручением ($\gamma_{пр}=1...5$ %) рассчитывали по формуле $K = ((\gamma_{ост}-\gamma_n)/\gamma_{ост}) \cdot 100$ %, где γ_n – невосстановленная и $\gamma_{ост}$ – остаточная деформации. Эксперименты по определению характеристик ЭПФ проводили на установке, разработанной на кафедре ФММ ТулГУ на базе обратного крутильного маятника РКМ–ТПИ.

Температуры мартенситного пика ВТ, а следовательно и точки МП определяются только содержанием Mn в фазе, испытывающей ГЦК–ГЦТ превращение. Увеличение продолжительности старения в метастабильной области смещает положение фазового максимума ВТ в область более высоких температур. Высота фазового пика ВТ закономерно изменяется с увеличением времени старения по экстремальной зависимости.

Сплавы Mn–Cu обладают уникальной особенностью самопроизвольного обратимого формовосстановления при изменении температуры. Кривая формоизменения на зависимости $\gamma(T)$ имеет сигмоидальную форму в интервале температур МП. Все характеристики восстановления формы зависят от степени предварительной деформации ($\gamma_{пр}$), которая задается образцу при испытаниях. По мере увеличения предварительной деформации величина K снижается по экспоненциальному закону за счет увеличения доли необратимой деформации скольжением.

В результате обобщения полученных данных и результатов экспериментов, ранее проведенных на кафедре ФММ ТулГУ, построена карта, отражающая влияние состава сплава от 40 до 85 ат. % Mn и уровня $\gamma_{пр}$ на величину K сплавов системы Mn–Cu. Показано, что с увеличением $\gamma_{пр}$ от 1 до 5 % степень восстановления формы уменьшается, а увеличение содержания Mn в сплаве, приводит к росту K .

Полученные экспериментально карты позволяют осуществить выбор состава сплава и его обработки, а также величину предварительной деформации для обеспечения требуемого уровня функциональных свойств сплавов системы Mn–Cu.

Исследование выполнено при поддержке РФФИ в рамках научного проекта 16-42-710770 p_a и Правительства Тульской области (договор ДС/49)

КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ТРЕНИИ ШЕРОХОВАТЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Фадин Ю.А., Сычев С.В., Быкова А.Д., Киреенко О.Ф.

*Институт проблем машиноведения РАН,
Санкт-Петербург, Россия
fadinspb@yandex.ru*

Трение твердых всегда сопровождается притиранием поверхностей. Особенно интенсивно этот процесс происходит при отсутствии смазочного материала, и фактически представляет собой особую форму разрушения материалов, которая характеризуется множеством одновременно протекающих микроскопических процессов разрушения, находящихся на разных стадиях и локализованных по всем поверхностям контактирующих материалов. Реальные поверхности материалов всегда шероховаты. При трении двух тел в первую очередь будут контактировать самые выступающие шероховатости. По-видимому, взаимодействие этих выступающих шероховатостей будет определять частоту колебательных процессов, возникающих при трении в поверхностных слоях. Характеристики рельефа поверхности обычно получают с помощью щупового профилометра. По профилограммам можно оценивать средние расстояния S_{max} между наиболее выступающими шероховатостями. Зная скорость скольжения $v_{ск}$ можно оценивать, по крайней мере, начальную частоту взаимодействия наиболее выступающих шероховатостей $f_{as} = v_{ск} / S_{max}$ для каждого из трущихся материалов. Если есть способы регистрации колебательных процессов и анализа их частот, то можно контролировать и детально изучать процессы приработки поверхностей во время трения. В экспериментальной проверке этого подхода заключается цель настоящей работы.

В настоящей работе эксперименты по трению проводились на трибологической установке, работающей по схеме вращающийся диск (сталь30)-неподвижный палец (алюминиевый сплав АМЦ). Исследованные материалы существенно отличаются по своей твердости, кроме того, их поверхностям контакта придавалась заданная шероховатость. Рассматривались два уровня шероховатости материалов – $R_a \sim 0,1$ мкм и $R_a \sim 1$ мкм. Таким образом, всего можно было составить четыре типа пар трения с различными сочетаниями твердости и шероховатости. На этих парах трения во время экспериментов была получена информация о низкочастотной акустической эмиссии с неподвижного образца, собраны данные о длительности каждого оборота и данные об изменении момента трения. С помощью быстрого преобразования Фурье были проанализированы акустические данные и получены оценки частот колебательных процессов, возникающих в поверхностных слоях трущихся тел. В работе обсуждены возможные механизмы эволюции рельефа поверхности твердых тел в зависимости от условий трения и свойств используемых материалов. Следует подчеркнуть, что, по крайней мере, на начальном участке трения, свойства и рельеф поверхности более прочного и твердого тела имеет определяющее значение на процесс приработки поверхностей. Дополнительно проанализированы фрикционные характеристики трибологических пар, составленных из одинаковых материалов – сталь/сталь и алюминий/алюминий. Полученные данные позволяют понять механизмы приработки твердых тел во время трения.

ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Fe-Si-Zr

Калиненко А.А., Букин Д.О., Могучева А.А.

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия

kalinenko_aleksandr94@mail.ru

Для исследования были выбраны алюминиевые сплавы Al-1%Fe-0,3%Zr-Si с содержанием Si 0,25% и 1%. Заготовки литых сплавов были подвергнуты горячей прокатке (ГП) с суммарной степенью обжатия $\varepsilon \sim 70\%$, затем отожжены при температуре 450°C в течение 1 часа. Металлографический анализ слитков показал отсутствие различий в микроструктурах сплавов. В процессе прокатки структура трансформировалась в волокнистую.

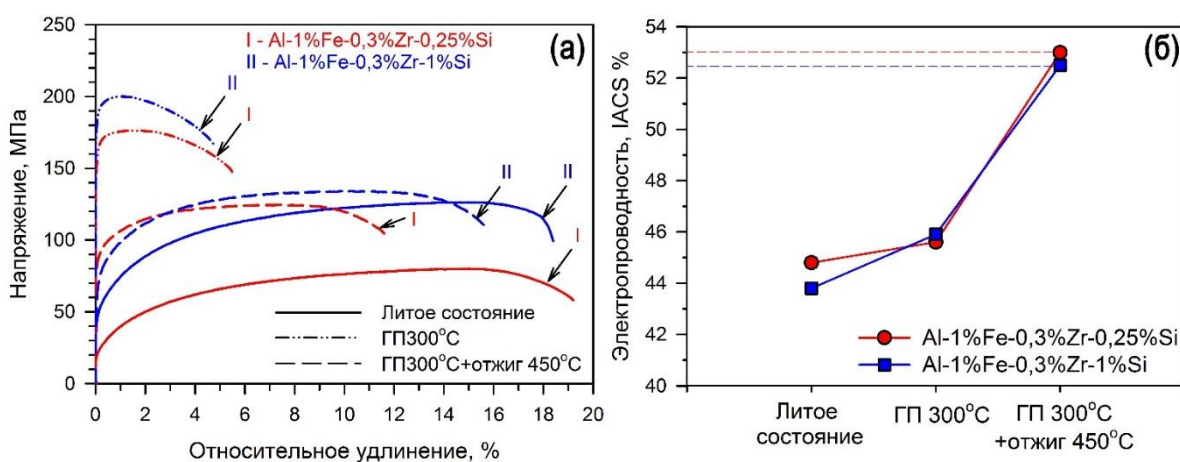


Рис. 1. Механические свойства (а) и электропроводность (б) сплавов

Из рисунка 1а видно, что сплав в литом состоянии с содержанием Si 1% обладает большей прочностью, можно сказать, что большая концентрация Si оказывает больший упрочняющий эффект. ГП образцов приводит к повышению прочности и снижению пластичности в обоих сплавах. Однако, сплав, содержащий 1% Si, демонстрирует более высокие прочностные характеристики. После отжига сплав с содержанием Si 1%, обладает большей прочностью и пластичностью, чем сплав с содержанием Si 0,25%. Максимальные значения электропроводности (рис. 1б) для данных сплавов достигаются после отжига, что может быть обусловлено снижением концентрации Zr в алюминиевом твердом растворе.

Результаты работы были получены в ходе выполнения совместного проекта НИУ «БелГУ» и АО «Цветлит» «Организация высокотехнологичного производства катанки из экономнолегированного алюминиевого сплава, предназначенной для получения термостойкой кабельной продукции, с целью импортозамещения на базе разработанной технологии», реализуемого по Договору № 12/17 при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (договор № 03.G25.31.0278 между АО «Цветлит» и Минобрнауки России) в рамках Постановления Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 года.»

СТРУКТУРА ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ γ - ПОВЕРХНОСТИ В СПЛАВЕ Al–3at%Mg. АТОМИСТИЧЕСКОЕ MD + MC МОДЕЛИРОВАНИЕ

Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Кузнецов А.Р.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
lidiya.karkina@imp.uran.ru

Примесные атомы вблизи ГЗ могут значительно уменьшать их подвижность, увеличивать термическую стабильность. Зернограничные сегрегации могут также влиять на структуру и энергию самих границ. В представленной работе с использованием методов Монте-Карло (MC) и молекулярно –динамического (MD) моделирования изучено распределение атомов Mg в бикристаллах Al для ряда симметричных границ зерен специального типа ($\Sigma 5\{012\}$, $\Sigma 5\{013\}$, $\Sigma 11\{113\}$, $\Sigma 3\{111\}$) с осями наклона $\langle 100 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$. Склонность к проскальзыванию по границам зерен изучена на основе построения зернограничных дефектов упаковки (ДУ). Были определены величины векторов сдвига и энергии нестабильных дефектов упаковки, которые определяют легкость движения зернограничных дислокаций. Данные для сплава сопоставлены с результатами для чистого Al.

После проведения процедуры MD+MC моделирования ($T = 450\text{K}$) на границах $\Sigma 5\{012\}\langle 100 \rangle$ и $\Sigma 5\{013\}\langle 100 \rangle$ формируется упорядоченное расположение атомов Mg. Установлено, что для ГЗ $\Sigma 5\{012\}\langle 100 \rangle$ не только изменяется распределение атомов Mg, но происходит также и существенное изменение структуры самой границы (рис.1).

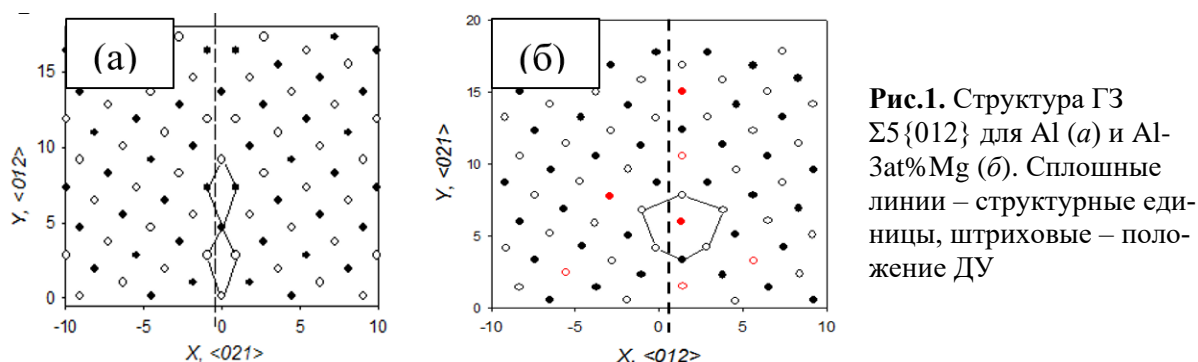


Рис.1. Структура ГЗ $\Sigma 5\{012\}$ для Al (а) и Al–3at%Mg (б). Сплошные линии – структурные единицы, штриховые – положение ДУ

Изменения структуры границы связаны как с новым положением границы, так и с формой описывающих ее структурных единиц (рис.1). Для ГЗ с осью наклона $\langle 100 \rangle$ получено упорядоченное распределение атомов Mg вблизи этих границ. Для ГЗ $\Sigma 11\{113\}\langle 110 \rangle$ формируется лишь частично упорядоченное расположение атомов Mg на плоскости границы. Для ГЗ $\Sigma 11\{113\}\langle 110 \rangle$ концентрация атомов Mg изменяется в пределах 2–4 at%, и в среднем соответствует средней по объему концентрации. В табл. 1 представлены значения энергии нестабильного ДУ (с учетом релаксации) для сплава Al–3at%Mg и чистого Al вдоль направлений $\langle 100 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$.

Таблица 1. Энергии нестабильных ДУ (γ_{us} , J/m²) для изученных ГЗ

	$\Sigma 5\{012\}\langle 100 \rangle$	$\Sigma 5\{013\}\langle 100 \rangle$	$\Sigma 11\{113\}\langle 110 \rangle$	$\Sigma 3\{111\}\langle 110 \rangle$
Al-3at%Mg	0,92	0,72	0,18	0,28
Al	0,28	0,36	0,14	0,27

Из табл.1 видно, что для ГЗ с осью наклона $\langle 110 \rangle$ значения γ_{us} изменяются незначительно ($<20\%$) по сравнению с чистым Al, тогда как для границ с осью наклона $\langle 100 \rangle$ значения γ_{us} увеличиваются 2,0 – 3,3 раза, что свидетельствует о существенном возрастании сопротивлению проскальзыванию этих ГЗ. Таким образом, степень зерно-границного проскальзывания для сплава Al–3at%Mg существенно зависит от типа границ зерен.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема "Деформация" № 01201463327 и "Структура" № 01201463331).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Fe–Si–Zr

Букин Д.О. , Калининко А. А., Могучева А.А.

ФГАОУ ВПО НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия
bukin-15@mail.ru

Исследованию подвергнуты сплавы Al–1%Fe–Si–0.3%Zr с содержанием Fe–1%, 0.3%Zr и содержанием Si от 0% до 1%. Исходный материал был подвергнут отжигу с выдержкой 3 часа и последующем охлаждением на воздухе. На рисунке 1 приведены зависимости твердости и электропроводности от температуры исследуемых сплавов Al после отжига в интервале температур 200 °C – 600 °C с шагом 50 °C.

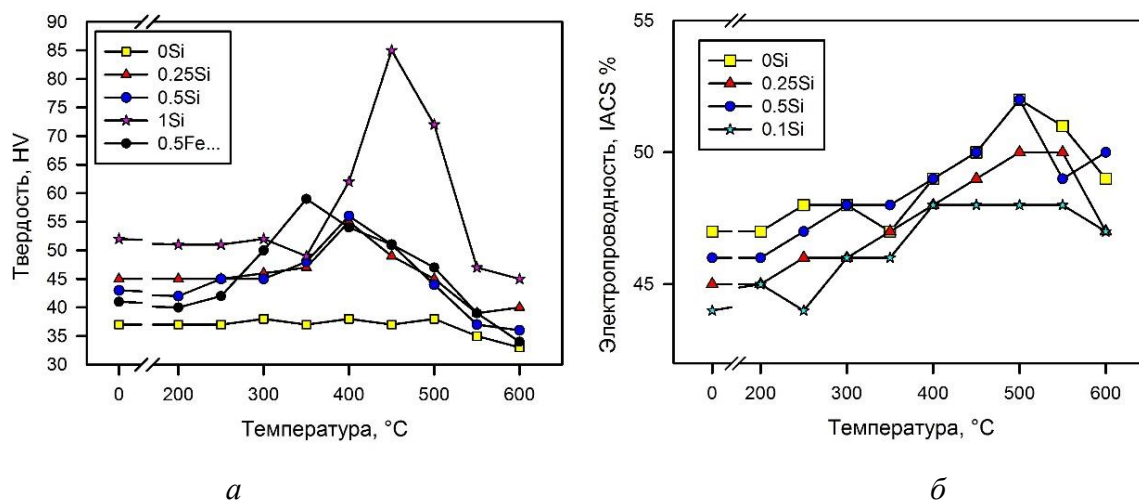


Рис. 1. Температурная зависимость твердости (а) и электропроводности (б) сплавов Al–1% Fe –Si–0.3% Zr с различным содержанием Si

Повышение содержания Si и температуры отжига сплавов приводит к увеличению твердости. Отжиг при температуре более 500 °C приводит к снижению твердости сплавов. Пиковая твердость наблюдается в диапазоне от 400°C до 500 °C. Увеличение содержания Si привели к ухудшению электропроводности в литом состоянии, а также в отожженных сплавах. Повышение температуры отжига сопровождается небольшим повышением электропроводности. Максимальная электропроводность снижается с увеличением содержания Si.

Повышение температуры отжига до 500 °С сопровождается увеличением электропроводности. Самая высокая электропроводность наблюдалась также в диапазоне от 450 °С до 550 °С. В таблице 1 приведены механические свойства литых сплавов. Повышение содержания Si привело к повышению пределов прочности и текучести.

Таблица 1. Механические характеристики литых Al–Fe–Si–Zr сплавов

Сплав	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Удлинение, %
Al–Fe–Zr	77	28	26,0
Al–Fe–Zr–0.25%Si	76	22	20,0
Al–Fe–Zr–0.5%Si	105	38	22,5
Al–Fe–Zr–1%Si	125	49	20,0

Отжиг Al–1%Fe–0.3%Zr сплава в интервале температур 200 °С – 600 °С с шагом 50 °С не привел к значительным изменениям механических свойств. В сплавах с содержанием Si, при температуре отжига 400 °С наблюдаются максимальные значения прочности. Отжиг при температуре более 400 °С приводит к снижению механических свойств.

Таблица 2. Механические характеристики Al–Fe–Si–Zr сплавов после отжига 400 °С

Сплав	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Удлинение, %
Al–Fe–Zr	66	20	27,0
Al–Fe–Zr–0.25%Si	115	58	19,0
Al–Fe–Zr–0.5%Si	120	56	18,0
Al–Fe–Zr–1%Si	140	84	13,0

Таким образом, отношения между твердостью, электропроводностью и прочностными свойствами были исследованы для нескольких сплавов Al–Si–Fe–Zr. Было изучено влияние температуры отжига на электропроводность, твердость и прочность сплавов Al–Fe–Si–Zr с различным содержанием Si от 0 % до 1 % и фиксированного содержания Fe 1% и Zr-0.3%.

«Результаты работы были получены в ходе выполнения совместного проекта НИУ «БелГУ» и АО «Цветлит» «Организация высокотехнологичного производства катанки из экономнолегированного алюминиевого сплава, предназначенной для получения термостойкой кабельной продукции, с целью импортозамещения на базе разработанной технологии», реализуемого по Договору № 12/17 при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (договор № 03.G25.31.0278 между АО «Цветлит» и Минобрнауки России) в рамках Постановления Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 года.»

Список литературы

1. Belov, N.A., Alabin, A.N., Matveeva I. A., Eskin D. G. Effect of Zr additions and annealing temperature on electrical conductivity and hardness of hot rolled Al sheets. Trans. Nonferrous Met. Soc. China, 2015.

МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ

Сарычев В.Д., Невский С.А., Грановский А.Ю., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия
nevskiy.sergei@yandex.ru*

При воздействии концентрированных потоков энергии на материалы, в них протекают множество процессов. Наиболее важными из этих процессов являются: нагрев материала обрабатываемого изделия с неравномерным распределением температуры по глубине, с возможностью испарения поверхностных слоев, проплавление на определенную глубину и гидродинамическое течение; генерация термоупругих волн; растворение частиц гетерогенной матрицы; формирование нанослоев. Для указанных процессов в настоящей статье представлен анонс наших работ по четырем моделям.

В тепловой модели для учета испарения решается задача теплопроводности в энтакпийной постановке со сменой типа граничного условия. До момента времени (t_0), когда температура на поверхности ниже температуры испарения, на границе задается тепловой поток, при достижении температуры испарения происходит замена граничного условия. При $t_0 < t < t_e$ на границе задается температура равная температуре испарения при нормальных условиях. При $t > t_e$ на границе ставятся условия отсутствия теплообмена. Момент времени t_e определяется из условия полного расхода энергии. В результате расчетов получены значения глубины расплавленного слоя, которые сравниваются с экспериментальными значениями.

Особенности формирования термоупругих волн заключаются в выборе граничного условия для температуры. Зависимость температуры на границе от времени включала участки роста, спада и постоянного значения (в виде трапеции). Математическая модель основана на системе одномерной несвязной задачи динамической теории термоупругости для слоя конечной толщины. Решение этой задачи проведено аналитически операторным методом. Нахождение изображений проведено с помощью разложением в ряд по экспонентам. В этой классической задаче впервые выявлено, что генерируемый импульс напряжения имеет участки сжатия и растяжения, и это связано с ростом и спадом температуры на границе. Распространение и отражение от свободной границы волны сжатия-растяжения рассматривается. Полученные результаты могут быть использованы для обсуждения возможных механизмов повышения механических свойств материалов на глубине, которая превышает размеры зоны воздействия плазменных потоков.

Структурные и фазовые превращения в материалах при воздействии концентрированных потоков энергии смоделированы на примере системы титан-углерод при воздействии электронных пучков. Для описания растворения углерода и образования карбида титана предложена математическая модель и метод решения задачи о распределении углерода в карбиде титана и в жидком растворе титана с углеродом с учетом диаграммы состояний и изменения температуры за счет фазовых переходов. В модели рассматривается образование карбида титана в виде прослойки между раствором углерода в титане и чистым графитом. Учитывается диффузия углерода через эту прослойку и диффузия в растворе углерода в жидком титане. Концентрации углерода, необходимые для решения краевой диффузионной задачи, взяты из диаграммы состояния титан - углерод. Точная диаграмма заменена приближенной вследствие близости температуры плавления титана и температуры эвтектики.

Решалась диффузионная краевая задача в ячейке радиуса R_0 , состоящей в начальный момент времени из частицы углерода радиусом r_2 в жидком титане. Затем на границе титан - углерод образуется прослойка карбида титана, и происходит диффузия углерода через эту прослойку. На внешней стороне ячейки поток углерода равен нулю. В результате фронт графит – карбид титана движется в сторону графита, а фронт карбид титана – титан движется в сторону титана. Средняя концентрация углерода такова, что в результате остаются карбид титана и раствор углерода в титане. Начальная температура выбиралась в диапазоне от температуры плавления чистого титана до температуры плавления карбида титана. Рассчитаны зависимости концентрации углерода от пространственной координаты для различных моментов времени при разных начальных температурах ячейки. Получены зависимости времени растворения углерода частицы от начальной температуры, радиуса частицы. Созданная модель и развитый подход может быть использован для разработки теоретических основ технологий, включающих растворение твердых частиц в жидкой матрице.

Формирование наноструктурных образований при внешних энергетических воздействиях в материалах рассматривается как результат образования и развития неустойчивостей в микро- и наномасштабах в поверхностных слоях. Такой подход является принципиально новым и может стать основой в получении материалов с наноструктурой.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках государственного задания № 3.1283.2017/4.6.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО БЕРИЛЛИЯ

¹Папиров И.И., ¹Николаенко А.А., ¹Шокуров В.С., ¹Шокуров А.В., ²Тузов Ю.В.

¹ Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина

² Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
Москва, Россия
nikolaenko.alisa.a@gmail.com

Пластическая деформация поликристаллов бериллия – «анизотропного материала» – сложнейший дислокационный процесс, параметры которого носят усредненный (эффективный) характер. Действительно, пластическая деформация в различно ориентированных зернах происходит за счет различных видов скольжения, и поэтому говорить о процессе, контролирующем поликристаллическое течение поликристаллов, не представляется возможным. В разных зернах движение дислокаций подчиняется различным зависимостям от структурных факторов и условий испытания. Наличие границ зерен, затрудняющих передачу скольжения от зерна к зерну, приводит к дополнительным осложнениям.

Тем не менее, предпринята попытка на основании комплексного изучения параметров пластического течения и упрочнения, активационных характеристик, рентгеноструктурных и электронно-микроскопических данных выявить преимущественные (преобладающие) процессы пластической деформации поликристаллического бериллия, находящихся в различных структурных состояниях.

Знание механизмов пластической деформации бериллия позволяет определить и рекомендовать наиболее эффективные способы улучшения его физико-механических

свойств. При постановке задачи исследования природы пластической деформации поликристаллического бериллия необходимо выполнить следующие условия:

1. Исследование свойств бериллия не должно ограничиваться определением механических свойств, а должно носить комплексный характер. В работе подробно исследованы физические параметры упрочнения, термоактивационные характеристики пластического течения, определены их зависимости от условий деформации и от структурных факторов.
2. Свойства исследуемых материалов должны изучаться в сочетании с подробным анализом их структуры. Практически все изученные сорта бериллия были подвергнуты электронномикроскопическим и рентгеноструктурным исследованиям. В ходе выполнения этой работы составлены обширные атласы электронно-микроскопических субструктур и текстур бериллия в различных структурных составляющих [1].
3. Изучены свойства и структура бериллия, отличающегося размерами зерна, содержанием примесей, текстурой, преддеформацией, термообработкой и субструктурой.

Все исследованные образцы готовили на основе бериллия высокой чистоты, полученного методом многократной дистилляции [2] (табл. 1).

Таблица 1. Содержание примесей в бериллии после различного числа циклов дистилляции

№ цикла дистилляции	Содержание примесей, масс.%					δ^*
	Mg	Al	Ni	Cr	Si	
исходный	0.02	0.02	0.005	0.02	0.1-0.3	2
1	0.0005	0.0025	<0.002	0.005	0.005	7-17
2	0.0003	0.0025	<0.002	<0.002	0.003	33
3	<0.0002	0.002	<0.002	<0.002	0.0025	50-72
4	<0.0002	<0.002	<0.002	<0.002	0.003	92-167
5	<0.0002	<0.001	<0.002	<0.002	0.0016	400

Список литературы

1. Л.А. Корниенко, А.П. Николаенко, И.И. Папилов, П.И. Стоев, Ю.В. Тузов, А.М. Хомутов Атлас структур бериллия. – Дубна: ОИЯИ, 2009. – 209 с.
2. Г.Ф. Тихинский, И.Н. Христенко *Металлы* // Известия АН СССР, №5, 1969. – С. 90.

РАЗРУШЕНИЯ ДЕНТИНА ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА

Кабанова А. В.,¹ Кисельникова Л. П.,² Занг Ц.,³ Панфилов П. Е.¹

1 *Институт естественных наук и математики, УрФУ, Екатеринбург,*

gerbers13@mail.ru,

2 *Московский государственный медико-стоматологический университет, Москва,*

3 *Институт материаловедения им. Э. Шмида, Леобен (Австрия)*

В настоящее время одним из направлений в материаловедении является создание конструкционных материалов, структура которых повторяет строение биологических тканей (биомиметиков). Основной проблемой биомиметиков является сложность воспроизведения иерархической структуры биологических тканей при промышленном

производстве. Известно, что биологической ткани присущи две базовые функции: (1) зарождение, формирование и функционирование, включая возникновение из клеток и регенерацию, в процессе жизнедеятельности и (2) собственно прочностные свойства. Очевидно, что при использовании биомиметика в качестве конструкционного материала первая функция не является основной, а потому, ею можно пренебречь. Актуальной задачей для биомиметиков является упрощение структуры, чтобы их можно было производить в промышленных масштабах, не теряя прочностных свойств. Твердые ткани зуба человека – это прочные иерархически организованные биологические структуры, состоящие из неорганических (гидроксиапатит кальция) и биоорганических соединений. Одной из таких тканей является дентин зубов человека, который обладает наиболее простым строением, как по химическому составу, так и по структуре среди живых тканей. Это связано с отсутствием у него функции регенерации в процессе жизнедеятельности, тогда как у близкой по функциям костной ткани она имеется. Поэтому дентин зубов человека следует рассматривать как перспективную биологическую ткань для копирования. Целью работы является изучение взаимосвязи структуры дентина на разных масштабных уровнях с его прочностными свойствами, то есть определение механизмов релаксации напряжений в дентине.[1]

Образцы для исследования готовили из интактных моляров пациентов подросткового возраста (13 до 18 лет), удаленных по медицинским показаниям, которые разрезали перпендикулярно главной оси зуба. Тонкие фольги для ПЭМ получали путем химического утонения в потоке концентрированной ортофосфорной кислоты по методу «окна». Показано, что подростковый дентин имеет слоистую морфологию, толщина слоя 50–100 нм. Слои были ориентированы перпендикулярно главной оси зуба. На электронограммах, снятых с тонких фольг, наблюдается диффузионное гало, характерное для аморфных твердых тел. В дентине пациентов 16–18 лет наблюдали сетки из коллагеновых волокон. Волокна имели толщину порядка 5 нм и не имели определенной ориентировки. Элементный анализ, выполненный с помощью EDX спектрометра микроскопа, показал, что в фольгах подросткового коронкового дентина неорганические составляющие гидроксиапатита кальция (Ca, P) присутствуют, в то время как в фольгах корневого дентина фосфора не было. Гидроксиапатит кальция в подростковом дентине находится в аморфном состоянии. Выделения частиц гидроксиапатита в подростковом дентине не наблюдалось. Трещины в дентине на нано-масштабе появлялись в процессе приготовления образцов. В тонких фольгах трещины распространяются от края к центру образца. Угол раскрытия трещины составляет примерно 30°. Его свободный край трещины имеет эллипсоидальный профиль. Перед вершиной трещины всегда имеется светлый участок, окруженный непрозрачным материалом. Причиной появления прозрачной области в окрестности вершины трещины является утонение дентина за счет необратимой / пластической деформации впереди трещины. Эту светлую узкую полоску можно рассматривать как пластическую зону в окрестностях вершины трещины (рис.1). [2]

На микро-уровне трещины развиваются подобно трещинам в полимерных пленках и резине, когда появлению и росту трещины предшествует значительная обратимая и необратимая деформация. Несмотря на острую вершину, трещина имеет неровные края, сложную форму и состоит из нескольких слившихся порообразных сателлитных трещин. У вершины трещины на траектории ее роста одна за другой расположены несколько порообразных сателлитных трещин. Сателлитные трещины перед вершиной располагаются внутри темной области. Можно предположить, что трещина должна распространяться внутри этой области. Однако в некоторых случаях фиксировали похожие темные области, но без трещин. Такой тип поведения трещин присущ упруго-пластичным полимерным пленкам и известен как «крейзинг» полимеров. Подобный характер роста трещин согласуется с вязкоупругим поведением дентина на макроскопическом уровне. [3]



Рис. 1. Трещины в тонких фольгах подросткового коронкового дентина для просвечивающего электронного микроскопа

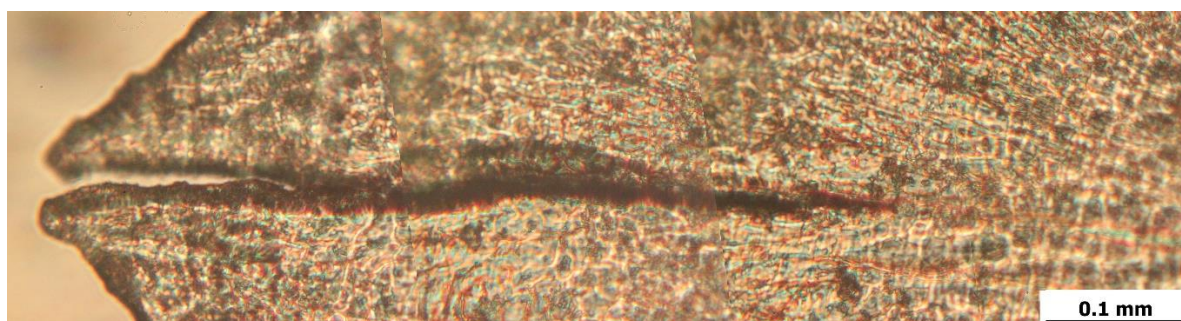


Рис. 2. Трещина и область локализации деформации в тонком образце подросткового коронкового дентина (оптический микроскоп, режим «на просвет»)

Работа выполняется при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 15-08-04073а., КАВ) и РНФ (грант № 15-19-10007, ППЕ).

Список литературы

1. Кабанова А.В., Панфилов П.Е., Занг З., Кисельникова Л.П., Шевченко М.А. Изучение строения дентина в постоянных интактных зубах у детей // Институт стоматологии, 2016, №3, С. 84–86.
2. Panfilov P., Kabanova A., Guo J., Zhang Z., Transmission electron microscopical study of teenage crown dentin on the nanometer scale // Materials Science & Engineering C, 2017, vol. 71, pp. 994–998.
3. Панфилов П.Е., Кабанова А.В., Бородин И.Н., Гуо Дж., Занг З, О механизме разрушения подросткового коронкового дентина // Деформация и разрушение материалов, 2017, №1, С. 35-40.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Столяров В.В.

Институт машиноведения РАН, Москва, Россия,
vlstol@mail.ru

Известно, что упрочнение материалов в процессе пластической деформации затрудняет их обработку традиционными методами прокатки, волочения, прессования. Для снижения усилий деформирования и повышения деформируемости в технологии используют многократную промежуточную термическую обработку или повышение температуры деформации. Альтернативным методом при деформационном воздействии может служить применение импульсного электрического тока, который сопровождается тепловым, электропластическим, спин-, пинч- и другими эффектами [1]. В зависимости от структурного состояния и химического состава материала, а также вида и режимов тока эти эффекты могут приводить к противоположным воздействиям - разупрочнению (рис.1 а,в) или упрочнению (рис.1б) [2-4]. В работе рассматривается влияние режимов импульсного тока на деформационное поведение при растяжении таких современных материалов, как чистый титан, сплавы с памятью формы, трип-сталь, в крупнозернистом, наноструктурном и аморфном состояниях (рис.2).

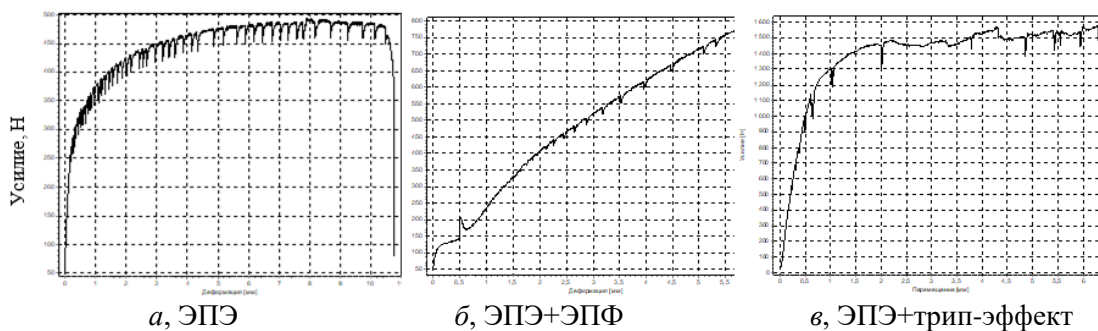


Рис.1. Диаграммы растяжения с импульсным током: а, Тi; б, TiNi; в, трип сталь

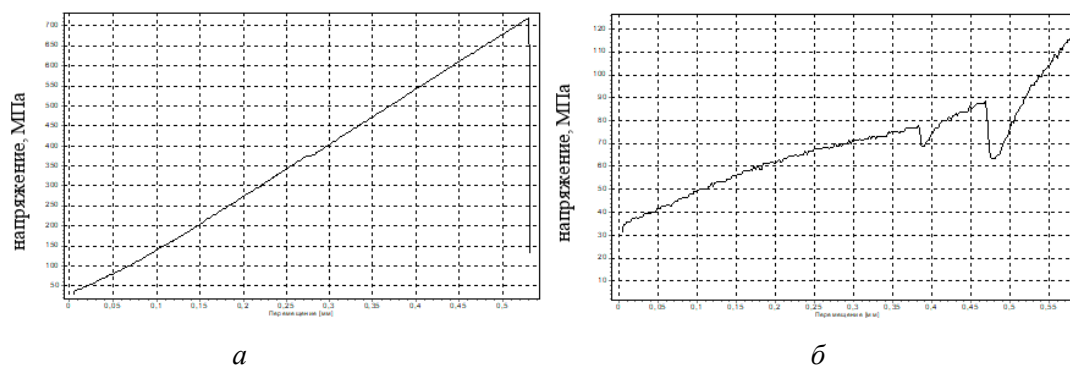


Рис.2. Диаграммы растяжения с импульсным током аморфного TiNiCu:
а - до отжига; б - после отжига

1. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. Физические основы и технологии обработки современных материалов. М.-Ижевск: 2004. 590 с.
2. Столяров В. В. Изв. РАН. Сер. физическая. 78, 2014 3, 356–358.
3. Misochenko A., Fedotkin A., Stolyarov V., Materials Today Proceedings, 4 2017 4753-4757.
4. 4.Stolyarov V.V., Klyatskina E.A., Terentyev V.F., Letters on materials 6 (4), 2016 355-359.

ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МАТЕРИАЛАХ С ПЛАСТИЧНОСТЬЮ ПРЕВРАЩЕНИЯ

Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,
г. Томск, Россия
dvo@ispms.tsc.ru*

Неоднородность и неустойчивость пластического течения в ряде случаев проявляются на макроскопическом масштабном уровне в виде взаимно согласованных изменений деформирующего напряжения и пространственно-временных картин локализованной пластической деформации. Наибольший интерес в этом плане вызывают распространение полос Чернова-Людерса (ПЧЛ) и прерывистая текучесть (эффект Портевена-Ле Шателье ПЛШ), что обусловлено проблемами технологической практики. Хотя оба явления известны уже давно, новый импульс к прецизионным исследованиям они получили в рамках автоволновой теории пластического течения. Было установлено, что и ПЧЛ и прерывистая текучесть могут трактоваться как автоволны локализованной пластической деформации, причем первая, как автоволна переключения, а вторая - как автоволна возбуждения. Обе автоволны наблюдаются как подвижные фронты локализованной деформации, только в случае ПЧЛ фронт проходит пространство образца однократно, в случае эффекта ПЛШ фронты периодически заметают рабочую часть объекта. Для обоих явлений изучены морфология и кинетика фронтов на примерах материалов с дислокационным типом пластичности.

Те же типы неустойчивости в материалах, где на микроуровне пластичность определяется фазовым превращением, отличаются существенным своеобразием. Так при одноосном растяжении образцов никелида титана, которые при комнатной температуре были в состоянии неустойчивой аустенитной фазы, вначале происходило движения двух фронтов локализованной деформации, которые зарождались у границ рабочей части, двигались навстречу друг другу с постоянными скоростями и при встрече аннигилировали, то есть вели себя подобно фронтам ПЧЛ. Однако степень локализации деформации на фронте фазового превращения на порядок меньше чем на фронте ПЧЛ, например, в малоуглеродистых сталях. Кроме того фронт фазового превращения имеет более сложную структуру. С ним связаны изменения не только локальных удлинений, но и двух других компонент тензора дисторсии – локальных сдвигов и локальных поворотов. Причем, именно локальные повороты играют определяющую роль в морфологии фронта фазового превращения.

Эффект ПЛШ также может наблюдаться в материалах с деформационным фазовым превращением, например, в трип-сталях, но в этом случае в пределах рабочей части образца могут одновременно существовать и двигаться несколько полос локализованной деформации. В конечном итоге пространство образца также периодически заметается несколько раз, пока не сформируется устойчивая шейка разрушения. Пластическая деформация трип-стали характерна еще и тем, что здесь реализуются оба типа неустойчивости. На начальном этапе происходит образование и расширение зон, в которых произошло деформационное фазовое превращение по типу ПЧЛ. Затем общая деформация происходит с упрочнением, на фоне которого и развивается прерывистая текучесть. Таким образом, можно наблюдать преобразование автоволны переключения локализованной пластической деформации в автоволну возбуждения.

РАСЧЕТ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Кусакина Ю.В., Евард М.Е., Волков А.Е., Шеляков А.В., Ситников Н.Н.

*Санкт-Петербургский государственный университет,
Санкт-Петербург, Россия
yuliya2095@bk.ru*

В настоящее время проблема разработки и изготовления миниатюрных термомеханических приводов – микроактуаторов является весьма актуальной. Сплавы с памятью формы (СПФ), способные накапливать деформацию при охлаждении под нагрузкой (эффект пластичности превращения) и возвращать эту деформацию при нагревании (эффект памяти формы), являются кандидатными материалами для таких микроактуаторов. Для обеспечения циклического срабатывания привода на основе СПФ необходим упругий контрэlement, создающий напряжения для реализации эффекта пластичности превращения. Одним из возможных технических решений является применение композитных аморфно-кристаллических лент, полученных закалкой из расплава [1]. Кристаллический слой такой ленты демонстрирует эффект памяти формы при нагревании и эффект пластичности превращения при охлаждении, а аморфный выполняет функцию упругого контрэlementа.

Целью настоящей работы является разработка расчетной модели обратимого формоизменения образца из такого структурного композита при нагревании, охлаждении и последующем нагревании. Поскольку при изготовлении путем закалки из расплава внутренний аморфный слой образца имеет начальную кривизну, равную кривизне поверхности соприкосновения с диском-холодильником, исходная форма двухслойной ленты не прямолинейна. При этом слой с памятью формы, который кристаллизуется позже внутреннего аморфного слоя, оказывается растянутым [1]. Для учета этого факта рассматривались два основных подхода при построении модели. В первом случае предполагалось, что в исходном состоянии (после изготовления) весь кристаллический слой, т.е. его наружное и внутреннее волокна, короче аморфного. Считали, что совмещение торцов кристаллического и аморфного слоев происходит таким образом, чтобы выполнялись условия равенства длин внутренних волокон и гипотеза плоских сечений. В рамках второго подхода предполагали укороченным лишь наружное волокно кристаллического слоя. В обоих случаях считали, что напряжения в каждом из слоев распределены линейно, а для описания поведения элемента из сплава с памятью формы при изменении температуры зависимость объемной доли мартенситной фазы от температуры аппроксимировали кусочно-линейной функцией.

Выполнено моделирование предварительного нагружения образца путем растяжения кристаллического слоя и дальнейшего термоциклирования через интервал мартенситного превращения. Показано, что обратимая деформация (ход термомеханического привода) больше в предположении предварительного растяжения как наружного, так и внутреннего волокон кристаллического слоя. Получены зависимости обратимой деформации от относительной толщины функционального слоя из сплава с памятью формы. Результаты моделирования находятся в хорошем качественном соответствии с данными прямых наблюдений.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 18-01-00594.

1. Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Менушенков А.П. Формирование обратимого эффекта памяти формы в сплаве TiNiCu методом спиннингования // Известия РАН. Сер. физическая 2015. Т. 79. N 9. С. 1281–1287.

К ВОПРОСУ ОБ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ

Линдеров М.Л.¹, Данилов В.А.¹, Ситдииков О.Ш.², Маркушев М.В.²,
Мерсон Д.Л.¹, Виноградов А.Ю.^{1,3}

¹Лаборатория физики прочности и интеллектуальные диагностические системы,
Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия

²Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

³Department of Engineering Design and Materials, Norwegian University of Science and
Technology, Trondheim, Norway

dartvi@gmail.com

Контроль усталостных свойств магниевых сплавов в коррозионных средах является одной из важнейших задач, в особенности для сплавов, предназначенных для изготовления биорезорбируемых имплантатов. Однако даже проведение стандартных испытаний такого рода объектов сопряжено с рядом трудностей, одна из которых – необходимость использования гальванически нейтральных к магнию материалов для оснастки.

Испытания на усталость магниевое сплава Mg-6Zn-0,5Zr в мелкозернистом состоянии проводили на воздухе и в 0,9% водном растворе NaCl на машине Instron E1000 при постоянной амплитуде напряжения в цикле с частотой 100Гц и при температуре 37±1°С. Использовали оснастку, изготовленную из нержавеющей стали X18H10T, а также из полиамида ПА6.

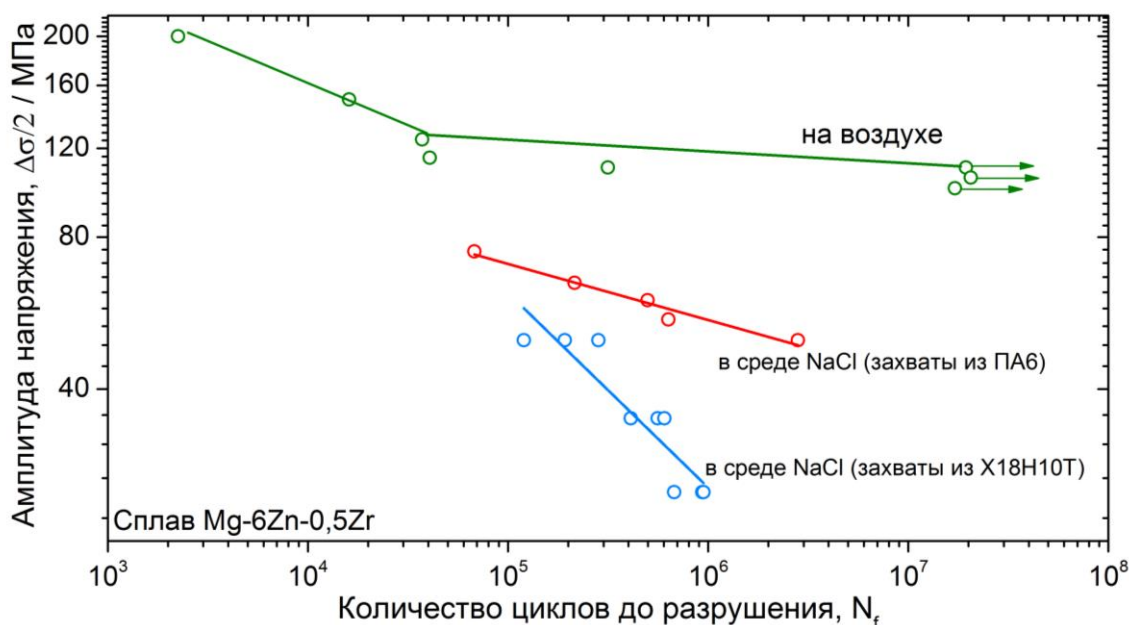


Рис. 1. Выносливость сплава при испытаниях на воздухе и в растворе NaCl

Обнаружены значительные отличия в пределе выносливости сплава в зависимости от среды испытаний и материала захватов, которые возрастают с увеличением длительности испытаний (Рис. 1). Такое поведение сплава объяснено протеканием преимущественно химической коррозии при использовании оснастки из ПА6, в то время как при использовании стали одновременно активизируется и химическая, и электрохимическая коррозия.

МЕТОД РАСЧЕТА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В СИСТЕМЕ «КЛИНОВИДНЫЙ ДВОЙНИК – ТРЕЩИНА» В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

Остриков О.М.

УО «Гомельский государственный технический университет
имени П.О. Сухого», Гомель
omostrikov@mail.ru

Механическое двойникование играет важную роль не только в пластической деформации металлов, но и их разрушении [1]. Известно, что импульсный электрический ток большой плотности активизирует пластическую деформацию электропроводящих материалов [2], уменьшая вероятность зарождения разрушения. Поэтому представляет интерес рассмотрение системы «клиновидный двойник – трещина» в условиях электропластического эффекта с целью последующей разработкой методов прогнозирования разрушения двойникующихся металлов.

В линейном приближении теории упругости компоненты тензора напряжений в системе «клиновидный двойник – трещина» в условиях электропластического эффекта могут быть определены из соотношений

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{xx}(x, y) &= \sigma_{xx}^{дв}(x, y) + \sigma_{xx}^{тр}(x, y) + \sigma_{xx}^{эл} \\ \sigma_{yy}(x, y) &= \sigma_{yy}^{дв}(x, y) + \sigma_{yy}^{тр}(x, y) + \sigma_{yy}^{эл} \\ \sigma_{xy}(x, y) &= \sigma_{xy}^{дв}(x, y) + \sigma_{xy}^{тр}(x, y) + \sigma_{xy}^{эл} \\ \sigma_{xz}(x, y) &= \sigma_{xz}^{дв}(x, y) + \sigma_{xz}^{тр}(x, y) + \sigma_{xz}^{эл} \\ \sigma_{yz}(x, y) &= \sigma_{yz}^{дв}(x, y) + \sigma_{yz}^{тр}(x, y) + \sigma_{yz}^{эл} \end{aligned} \right\}.$$

Здесь $\sigma_{ij}^{дв}$ – напряжения, обусловленные механическим двойником (методика расчета напряжений у микро- и нанодвойников приведена в [3]); $\sigma_{ij}^{тр}$ – внутренние напряжения, созданные трещиной (методика расчета этих напряжений приведена, например, в [4]); $\sigma_{ij}^{эл}$ – напряжения, созданные упругой волной при пропускании через кристалл импульсного электрического тока плотностью j_e , которые можно рассчитать по формуле (i и j принимают значения x , y или z):

$$\sigma_{ij}^{эл} = A j_e^\alpha,$$

где A и α – эмпирические коэффициенты.

1. Федоров В. А., Тялин Ю. И., Тялина В. А. Дислокационные механизмы разрушения двойникующихся материалов. – М.: Издательство «Машиностроение – 1», 2004. 336 с.
2. Спицин В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. – М.: Наука, 1985. – 158 с.
3. Остриков О. М. Механика двойникования твердых тел. – Гомель: «Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого», 2008. – 301 с.
4. Астафьев В. И., Радаев Ю. Н., Степанова Л. В. Нелинейная механика разрушения. – Самара: Издательство «Самарский университет», 2004. – 562 с.

АКУСТИКО-ЭМИССИОННАЯ ДИАГНОСТИКА ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ НАГРУЖЕННЫХ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ БАЛОК

Носов В. В.^{1,2}, Махмудов Х.Ф.³, Хотченков А.С.¹.

¹Санкт-Петербургский горный университет, Россия,

nosovvv@list.ru, nosov_vv@pers.spmi.ru,

²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Россия,

³Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе, Санкт-Петербург, Россия

Применение метода акустической эмиссии для диагностики состояния несущих элементов конструкций активно расширяется. Оптимизация диагностирования состояния конструкций возможно на основе информационно-кинетического подхода к диагностированию, опирающегося на микромеханическую модель и вытекающего из неё оценку связанного с ресурсом концентрационно-кинетического акустико-эмиссионного диагностического параметра W_{AE} [1]. В качестве иллюстрации информативности этого параметра приведён пример обработки данных акустико-эмиссионных испытаний железобетонных балок (рис. 1), описанных в [2].

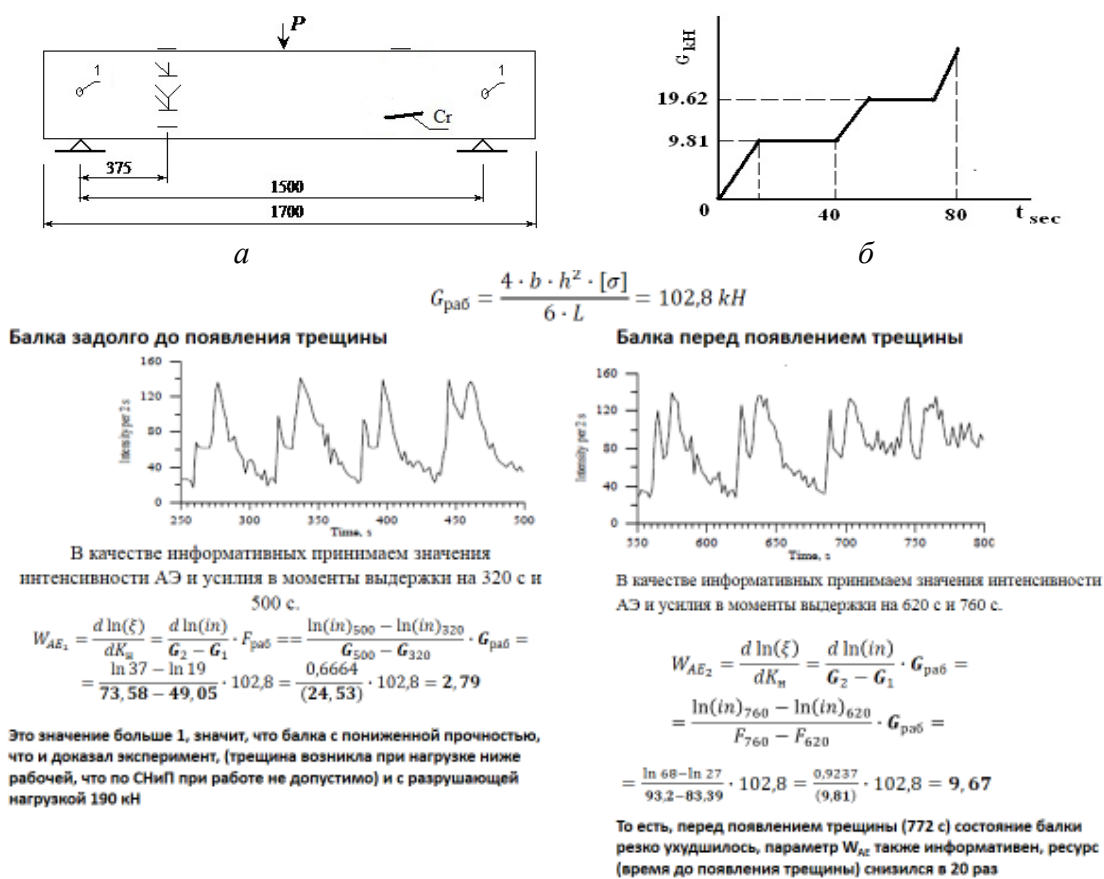


Рис. 1. Схема (а), график нагружения (б) и результаты АЭ-диагностирования (в) железобетонной балки. $G_{раб}$, b, h, l- рабочая нагрузка и геометрические параметры

- Nosov V. V. On the Principles of Optimizing the Technologies of Acoustic-Emission Strength Control of Industrial Objects// Russian Journal of Nondestructive Testing, 2016, Vol. 52, No. 7, pp. 386–399.
- Диагностика потери устойчивости нагруженных железобетонных балок. Х.Ф. Махмудов, В.С. Куксенко, Н.Г. Томилин, А.В. Бенин/ Вестник ТГУ, т.18, вып.4, 2013.

ИНЖЕНЕРНАЯ ТЕОРИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ НЕОДНОРОДНЫХ ПЛАСТИН ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Кабанова Л.А.

*Механико-математический факультет МГУ имени М.В.Ломоносова,
Москва, Россия
lkb14@yandex.ru*

Инженерная теория сопротивления неоднородных пластин из композиционных материалов строится на основе классической теории сопротивления тонких пластин и интегральной формулы. Классическая теория сопротивления пластин строится на основе метода гипотез, предположений, устанавливающих связь перемещений точек пластины и точек срединной плоскости.

Назовём задачу теории упругости в перемещениях на неоднородном теле исходной и рассмотрим такую же с точки зрения геометрии, объемных нагрузок и граничных условий задачу на однородном теле, называемую сопутствующей.

Тогда можно ввести интегральную формулу – соотношение, которое выражает связь решения исходной и сопутствующей задачи. Можно выразить эту связь, представив решение исходной задачи в виде ряда по пространственным производным решения сопутствующей задачи.

Коэффициенты данного ряда, называемые структурными функциями, определяются из решения дифференциальных уравнений, получаемых из уравнения равновесия, и граничных условий совпадения перемещений на границе для однородного и неоднородного тела.

В сопутствующей задаче при помощи гипотезы Киргхофа-Лява можно выразить перемещения точек пластины через перемещения точек срединной плоскости. Введём обозначение для последних – $w_i(x_1, x_2)$, а перемещения во всем сопутствующем теле обозначим $v_i(x_1, x_2, x_3)$. Тогда

$$v_i(x_1, x_2, x_3) = w_i(x_1, x_2) - \delta_{iK} x_3 w_{3,K}(x_1, x_2)$$

Подстановкой в интегральную формулу выражений для перемещений в сопутствующей задаче через перемещения точек срединной плоскости однородной пластины получено представление перемещений в неоднородной пластине в виде рядов по производным перемещений точек срединной плоскости однородной пластины. При помощи соотношений Коши введён тензор концентрации деформаций, выражающий связь деформаций в сопутствующем и исходном теле. По данному представлению из закона Гука получено выражение напряжений и, как следствие, внутренних силовых факторов пластины в виде рядов по производным компонент вектора перемещений точек срединной плоскости однородной пластины.

Подстановка полученных выражений в уравнения равновесия в срединной плоскости приводит к появлению рекуррентной системы дифференциальных уравнений. При учете во внутренних силовых факторах только деформаций и кривизн срединной поверхности получена так называемая теория нулевого приближения. Коэффициентами при кинематических характеристиках являются тензоры эффективных жесткостей пластины.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ, ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

Астафурова Е.Г.¹, Москвина В.А.^{1,2}, Майер Г.Г.¹, Бурлаченко А.Г.¹,
Гордиенко А.И.¹, Смирнов А.И.³, Батаев В.А.³, Гальченко Н.К.¹, Мельников Е.В.¹,
Астафуров С.В.¹, Захаров Г.Н.¹, Фортунa А.С.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН,
Томск, Россия,

elena.g.astafulova@gmail.com

²Томский политехнический университет, Томск, Россия

³Новосибирский государственный технический университет,
Новосибирск, Россия

С использованием методов рентгеноструктурного анализа, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии изучены механизмы пластической деформации и разрушения при одноосном растяжении высокоазотистых сталей (ВАС) Fe–23Cr–17Mn–0.1C–0.6N, Fe–19Cr–21Mn–1.5V–0.3C–0.9N и Fe–19Cr–19Mn–2.5V–0.3C–0.8N (мас. %) в интервале температур от 77К до 300К.

Установлена сильная температурная зависимость условного предела текучести $\sigma_{0.2}$ в исследуемых ВАС. Понижение температуры в интервале (77–300)К вызывает увеличение $\sigma_{0.2}$ в два-три раза. Влияние концентрации ванадия на температурную зависимость условного предела текучести в сталях обусловлено комплексным влиянием дисперсионного твердения, твердорастворного упрочнения азотом и углеродом и размера зерна стали. В термически-активируемой области температурной зависимости $\sigma_{0.2}(T)$ величина предела текучести определяется, в большей степени, концентрацией атомов внедрения в твердом растворе сталей.

Независимо от температуры испытания, деформация исследуемых ВАС развивается дислокационным скольжением с формированием планарной дислокационной структуры – плоских скоплений дислокаций, мультиполей, микрополос скольжения. Двойникование развивается как дополнительный скольжению механизм деформации при растяжении стали без ванадия, при комнатной температуре деформации – на поздних стадиях деформирования, а при 77К – после 2% пластической деформации. Уменьшение концентрации азота в твердом растворе аустенита ВАС, легированных ванадием, за счет формирования частиц (V,Cr)(N,C) обуславливает снижение энергии дефекта упаковки стали и способствует образованию широких дефектов упаковки и микродвойников в структуре ВАС на ранних стадиях пластического течения.

Понижение температуры деформирования способствует уменьшению пластичности исследуемых сталей. В стали без ванадия уменьшение температуры сопровождается изменением механизма разрушения от вязкого (ямочный излом) при температурах (180–300)К к хрупкому при 77К (квазискол). Легирование ванадием подавляет вязкохрупкий переход в исследуемых ВАС и способствует формированию преимущественно вязкого излома при $T=77$ К. Механизм влияния легирования ванадием на закономерности разрушения сталей при 77К заключается в изменении характера микроструктуры высокоазотистых сталей в присутствии дисперсных частиц за счет торможения планарных дефектов частицами и частичное подавление планарности сдвига.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 17-01197).

МАКРОСКОПИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Волков А. Е., Люльчак П. С.

Санкт-Петербургский Государственный Университет,
Санкт-Петербург, Россия
plusxcv@yandex.ru

В настоящее время большой интерес для фундаментальной науки и практических применений представляет разработка методов расчета деформации функциональных материалов, в частности сплавов с памятью формы (СПФ).

Важным классом теорий, описывающих поведение СПФ, являются макроскопические феноменологические модели, обладающие небольшим количеством материальных констант и внутренних переменных, характеризующих состояние материала. Ввиду своей компактности и небольшому времени расчетов такие модели наиболее удобны для встраивания в конечно-элементные программные пакеты для решения краевых задач механики.

В данной работе предложена модель, в которой внутренними переменными выступают объемная доля мартенсита $\Phi = \frac{V_M}{V}$ (V – представительный объем, объем в котором происходят мартенситные превращения, V_M – объем занятый фазой мартенсита) и средняя фазовая сдвиговая деформация Λ_{ij} , интенсивность которой $\Gamma_\Lambda = \sqrt{2 \Lambda_{ij} \Lambda_{ij}}$ ограничена кристаллографическим ресурсом превращения Γ_D . Деформация СПФ происходит как в процессе прироста фазы в рассматриваемом объеме, так при переориентации мартенсита, при которой изменяется его средняя деформация. Уравнения, описывающие данные явления, сформулированы в терминах обобщенных термодинамических сил, вызывающих фазовый переход $F_\Phi = -\frac{\partial G}{\partial \Phi}$ и переориентацию $F_{\Lambda_{ij}} = -\frac{\partial G}{\partial \Lambda_{ij}}$, где G – потенциал Гиббса. Ввиду наличия гистерезиса превращения, условия перехода и переориентации записываются в виде $F_\Phi = \pm f_\Phi^{fr}$ и $\|F_{\Lambda_{ij}}\| = f_\Lambda^{fr}$ соответственно, где f_Φ^{fr} – диссипативная сила "трения", описывающая сопротивление кристалла росту мартенситной фазы, а f_Λ^{fr} – сила, препятствующая переориентации в существующем мартенсите, знак плюс берется для прямого, а минус – для обратного превращения.

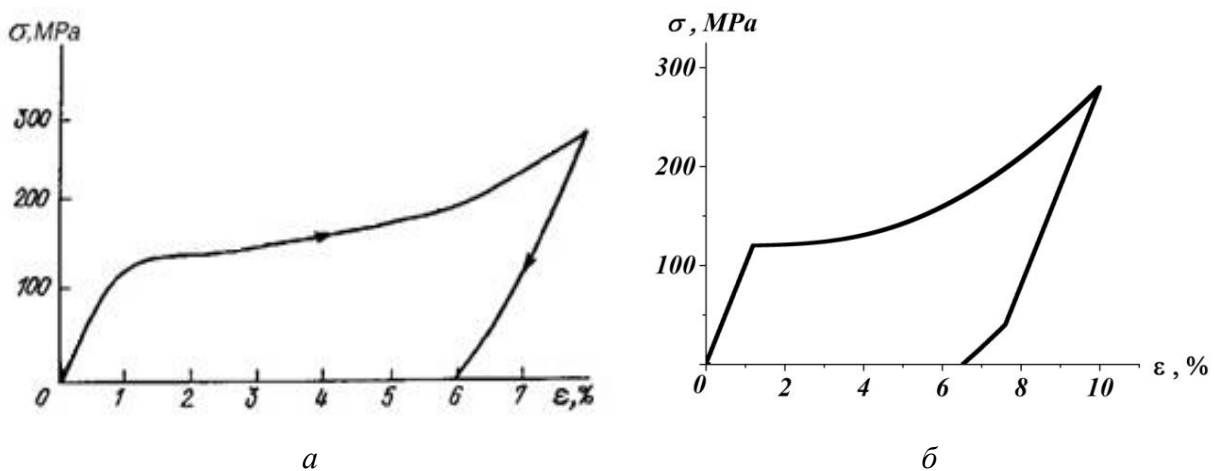


Рис.1. Кривая растяжения для сплава TiNi вблизи температуры M_f
 a – эксперимент [1], b – расчет

Разработан алгоритм, ставший основой программной реализации модели, которая описывает основные свойства СПФ, например, деформацию образца при одноосном нагружении при $T < M_f$ (рис. 1). График на рис. 1 описывает переориентацию, которая начинается при напряжениях $\sigma_1 = 120$ МПа, и достижение интенсивности деформаций кристаллографического ресурса G_D при $\sigma_2 = 300$ МПа.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 18-01-00594 а.

Список литературы

1. Сплавы никелида титана с памятью формы. под ред. В.Г.Пушина Ч.І. Структура, фазовые превращения и свойства. Екатеринбург: УрО РАН, 2006. ISBN 5-7691-1583-1.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРЫВА АЛЮМИНИЕВЫХ КОЛЕЦ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНЫМ МЕТОДОМ НА ОСНОВЕ СТРУКТУРНО-ВРЕМЕННОГО ПОДХОДА

Морозов В.А., Петров Ю.В., Сухов В.Д.

Аннотация: на основе техники импульсных магнитных полей проведено моделирование разрыва тонких алюминиевых кольцевых образцов, получена аналитическая зависимость критических напряжений от времени разрушения.

Ключевые слова: высокоскоростное разрушение, структурно-временной подход, инкубационное время.

В работе исследуется поведение предельных значений разрывающего напряжения для тонких алюминиевых колец при магнитно-импульсном методе нагружения. Анализ временных характеристик разрушения проводился на основе структурно-временного подхода [1 – 2]. Для получения данных в широком диапазоне длительностей воздействий были проведены опыты с участием трёх динамических схем нагружения [3 – 4].

Для проведения экспериментов был использован генератор коротких высоковольтных импульсов ГКВИ – 300. Кольцевые образцы были изготовлены из конденсаторных алюминиевых фольг, их толщина составляла 15 мкм, а ширина 1 – 5 мм.

Одной из важнейших проблем при проведении высокоскоростных опытов является определение момента разрушения. Для решения этой задачи был использован оригинальный подход, базирующийся на фотодиодной регистрации светового сигнала: в месте разрыва образца проскакивает искра, которую детектирует фотодиод. По результатам экспериментов был получен набор данных о критических напряжениях разрыва и временах разрушения при различных временных параметрах исходного импульса нагружения. Были исследованы нагружающие импульсы в интервале от 0.3 мкс до 6 мкс.

Моделирование разрыва алюминиевых колец строилось на базе структурно-временного подхода [1 – 2]. Соответствующий критерий выглядит следующим образом:

$$\int_{t-\tau}^t \sigma(\theta) d\theta \leq \tau \sigma_c,$$

где $\sigma(\theta)$ – зависимость тангенциального напряжения от времени, σ_c – статический предел прочности для образца, τ – инкубационное время. В качестве $\sigma(\theta)$ рассматривалось приближение линейными функциями. Инкубационное время является основой структурно-временного подхода.

Использование критерия инкубационного времени позволило получить аналитическую зависимость для критических значений тангенциальных напряжений от времени разрушения. На основе этой зависимости построен график предельных напряжений (рис. 1).

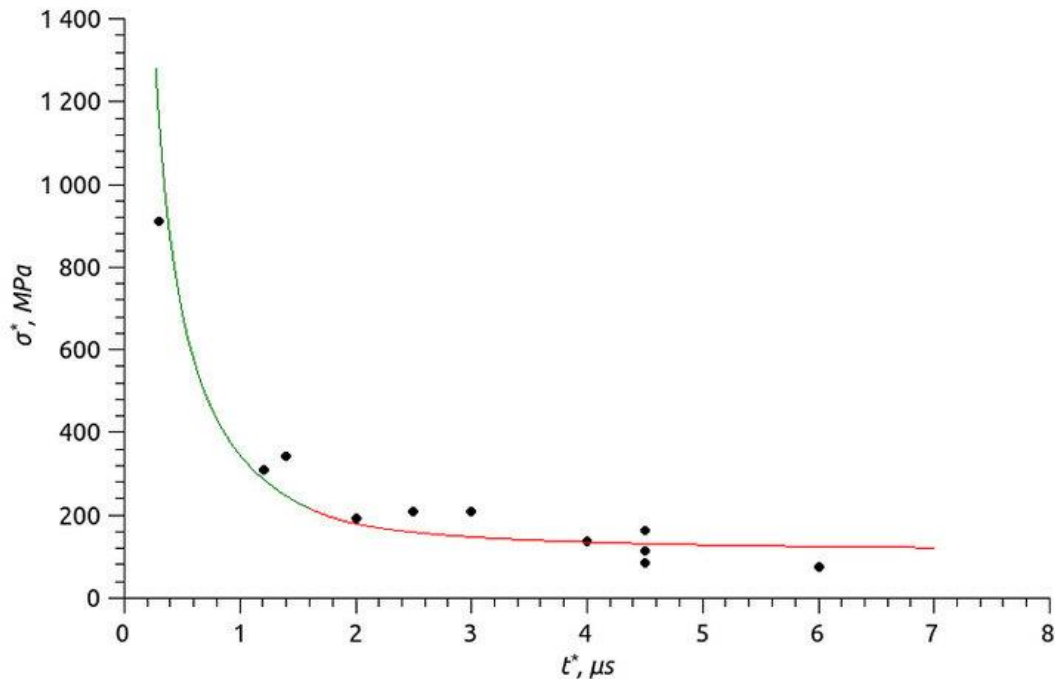


Рис. 1. Зависимость критического напряжений разрыва алюминиевых колец от времени разрушения

По данным, полученным из экспериментов, было определено значение инкубационного времени для исследованных алюминиевых образцов и получилось равным $\tau = 1.6$ мкс. Показано, что структурно-временной подход является удобным инструментом исследования временных эффектов разрушения при магнитно-импульсном воздействии.

Список литературы

1. Петров Ю.В. // ДАН СССР. 1991. Т. 321. №1. С. 66-68
2. Петров Ю.В. // ДАН. 2004. Т. 395. №5. С. 621-625
3. Морозов В.А., Петров Ю.В., Лукин А.А., Кац В.М., Удовик А.Г., Атрошенко С.А., Грибанов Д.А., Федоровский Г.Д. // ЖТФ. 2011. Т. 81 Вып. 6. С.51-56
4. Морозов В.А., Петров Ю.В., Лукин А.А., Атрошенко С.А., Грибанов Д.А.// ЖТФ. 2014. Т. 84 Вып. 9. С.78-85

ТЕРМОУПРУГОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ КРУГОВЫХ ЦИЛИНДРОВ С УЧЕТОМ РАДИАЦИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Веремейчик А.И.

*УО «Брестский государственный технический университет»,
Брест, Беларусь
vai_mrtm@bstu.by*

Рассматривается решение задачи о напряженно-деформированном состоянии (НДС) длинных и коротких цилиндрических тел, подверженных механическому нагружению, высокотемпературному нагреву и радиационному облучению потоком быстрых нейтронов. Созданы механико-математические модели и разработана методика решения такого рода краевых задач, алгоритм численной реализации и компьютерные программы определения НДС при совместном или раздельном термосиловом и радиационном воздействиях. Терморadiационные задачи в такой постановке по сути сведены к задачам термоупругости.

Для длинных сплошных круговых цилиндрических тел из аустенитной нержавеющей стали ОХ16Н15М3Б (АISI 316, 316L) при термическом, силовом нагружении и одновременном воздействии флюенсом нейтронов предложена методика аналитического решения неоднородного дифференциального уравнения второго порядка с использованием методов аппроксимации функций и принципа суперпозиции. Результаты тестовых расчетов перемещений и напряжений показали хорошее согласие с точными аналитическими решениями для термоупругих задач, полученными С.П. Тимошенко, Дж. Гудьером и другими учеными. Для сплошных коротких круговых цилиндров из стали ОХ16Н15М3Б определение НДС приводится к исследованию осесимметричной краевой задачи термоупругости с учетом радиационного распухания. Математически такая задача описывается системой дифференциальных уравнений второго порядка в частных производных, решение которой реализуется численно с использованием метода конечных разностей. Программная реализация выполняется на базе системы компьютерной алгебры MathCAD 15. Получены зависимости компонент тензоров напряжений и деформаций от координат с обеспечением наглядной визуализации результатов и возможностью варьирования геометрическими параметрами тела, физико-механическими и теплофизическими характеристиками материала, размерами конечно-разностной сетки и режимами нагружения. Сравнение результатов расчета напряжений и деформаций с аналитическим решением задач теории упругости и термоупругости подтвердило достоверность конечно-разностных схем. Кроме того, проведена проверка согласованности конечно-разностных схем. Устойчивость конечно-разностной задачи проверялась методом фон Неймана. Для оценки сходимости разностных схем применялась теорема Лакса.

По свойствам сталь ОХ16Н15М3Б – это типичный представитель из семейства нержавеющей сталей, применяемых в тяжелой промышленности. Разброс свойств у других типов нержавеющей сталей, как правило, небольшой, что позволяет обобщить полученные результаты на данное семейство материалов.

Научные результаты проведенных исследований имеют важное значение при создании новых технологических процессов и конструктивных элементов машин и механизмов и могут быть использованы при разработке и создании новых конструкций на транспорте, в энергетике и атомной промышленности. Они также позволяют оптимизировать форму и размеры существующих конструктивных элементов при термических, силовых и радиационных воздействиях.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СЖАТИЯ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА

Остропико Е.С., Разов А.И.

*Санкт-Петербургский Государственный Университет,
Санкт-Петербург, Россия
es-ostropiko@mail.ru*

Целью работы является исследование функциональных свойств никелида титана при высокоскоростном и квазистатическом сжатии. В качестве объектов для исследования служили образцы из сплава TiNi, близкого к эквиа tomному. Образцы отжигали при 500°C в течение часа и охлаждались с печью. Характеристические температуры прямого и обратного мартенситных превращений имеют следующие значения: $M_f = 32^\circ\text{C}$, $M_s = 74^\circ\text{C}$, $A_s = 74^\circ\text{C}$, $A_f = 98^\circ\text{C}$.

Сжатие с различными скоростями проводили при температурах в интервале от 20 до 300°C, которые достигались нагревом от комнатной температуры. Некоторые температуры отличались способом достижения: 60°C, 77°C, 87°C, 100°C. В первом варианте – сплав нагревали до температуры испытания от комнатной температуры. Во втором варианте – сплав нагревали от комнатной температуры до 180°C, затем охлаждали до выбранных температур. Это позволило сравнить отклик сплава на сжатие при одной и той же температуре, но с отличным друг от друга фазовым составом. Высокоскоростное сжатие образцов было проведено в Научно-исследовательском институте механики Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского на установке, реализующей метод Кольского для разрезных стержней Гопкинсона со скоростями деформирования около 10^3c^{-1} [1]. Рабочая часть образцов составляла 4 мм в высоту и 8 мм в диаметре. Квазистатическое сжатие проводили на универсальной испытательной машине Instron 5985, укомплектованной термокамерой, со скоростью деформирования 10^{-3}c^{-1} . Для квазистатического сжатия были использованы цилиндрические образцы высотой 4 мм и диаметром 8 мм. После деформирования образцы термоциклировали и измеряли эффекты однократной (ЭПФ) и обратимой (ОПФ) памяти формы.

По результатам работы показано, что высокоскоростное сжатие может приводить к улучшению функциональных свойств. Так величина ЭПФ после высокоскоростного сжатия в интервале температур 20-60°C выше, чем после квазистатического сжатия, но с ростом температуры испытания убывает быстрее. Аналогично, ОПФ мартенситного типа после высокоскоростного сжатия в интервале температур 20-60°C выше, чем после квазистатического сжатия. ОПФ аустенитного типа после высокоскоростного сжатия всегда больше, чем после квазистатического сжатия. ОПФ аустенитного типа больше, чем ОПФ мартенситного типа. В работе приведены сравнения с испытаниями на растяжение [2], проводимыми ранее, в которых было показано, что высокоскоростное растяжения не приводит к улучшению функциональных свойств.

1. Bragov A.M., Lomunov A.K. Methodological aspects of studying dynamic material properties using the Kolsky method // Int. Journal of Impact Engineering. 1995. V.16, № 2. P. 321-330.
2. Bragov A., Galieva A., Grigorieva V., Danilov A., Konstantinov A., Lomunov A., Motorin A., Ostropiko E., Razov A. Functional properties of TiNi shape memory alloy after high strain rate loading // Materials Science Forum. 2013. V. 738-739. P. 326-331.

ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СУБСТРАТОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ФТОРСОДЕРЖАЩИМИ СОЕДИНЕНИЯМИ

Овчинников Е.В., Лиопо В.А., Чекан Н.М.,
Эйсымонт Е.И.

Одним из основных аспектов наноматериаловедения поверхностных явлений является установление физико-химических принципов создания наноструктурированных поверхностных слоев (пленок, покрытий) и механизма их взаимодействия с поверхностью вещества, находящегося в конденсированном состоянии, с точки зрения современных представлений физики твердого тела, материаловедения и технологии полимерных материалов. Разработка теоретической базы для решения проблем наноматериаловедения поверхностных явлений основывается на системном подходе, включающем физико-химические, технологические и технико-экономические аспекты.

В связи с вышесказанным, в данной работе решаются задачи комплексного исследования закономерностей формирования наноструктурированных тонкопленочных покрытий, разработки физических моделей механизмов формирования структуры нанокomпозиционных и нанофазных пленок и покрытий на основе олигомерных и полимерных матриц, модифицированных различными энергетическими воздействиями, низкоразмерными частицами различного состава, строения и технологии получения, и создания функциональных наноструктурированных покрытий со служебными характеристиками, превосходящими аналоги по техническим параметрам износостойкости, стойкости к воздействию повышенных температур, окружающей среды, прочности для химической промышленности, машиностроения.

На основе системного анализа процессов формирования тонкопленочных покрытий с участием различных активационных факторов (нанодисперсный модификатор, лазерное, рентгеновское, СВЧ – излучение, температурная обработка), установлена общность механизма влияния данных активационных факторов в зависимости от концентрации, и дозы облучения, температуры и времени обработки на механизм образования фторсодержащего нанофазного и нанокomпозиционного покрытия. Получены новые теоретические общие и частные решения влияния активных центров на кинетику и структуру формируемых тонкослойных нанокomпозиционных покрытий. Изучены вопросы влияния зарядового состояния поверхности на механизм формирования нанофазных фторсодержащих покрытий. Разработаны составы и технология получения и нанесения нанокomпозиционных покрытий на подложки различной природы из фторсодержащих олигомеров «Фолеокс», «Эпилам», «Форум». Исследованы особенности структуры олигомерных пленок, содержащих зарядовые центры на металлах и неметаллах в зависимости от строения и молекулярной массы молекул. Установлен эффект ориентирующего действия силового поля граничных слоев твердых тел, который обуславливает формирование из разбавленных растворов покрытий с различной степенью упорядочения и ориентаций молекул по толщине и минимальной подвижностью на границе раздела с подложкой, на металлах и неметаллах.

В результате воздействия силового поля на формируемое покрытие установлено, возможность формирования многослойных структур типа «sandwich», состоящих из упорядоченных областей, ориентированных по отношению к поверхности подложек, в сочетании с неупорядоченными областями с произвольной ориентацией молекул олигомера. Показано, что ориентирующее действие твердой поверхности в процессе формирования тонкопленочных нанофазных структур из олигомеров «Фолеокс», «Эпилам», «Форум» зависит от строения молекул, концентрации раствора, наномодификатора и природы подложки.

Разработана феноменологическая модель формирования структуры покрытий из фторсодержащих олигомеров на субстратах с различной поверхностной энергией. Мо-

дель предусматривает, что первый поверхностный слой характеризуется небольшой дисперсией углов между осями молекул и нормалью поверхности. При удалении от основы указанная дисперсия возрастает и, начиная с 3-7 слоя, меняет ориентацию параллельно к поверхности. Предлагаемая модель объясняет высокие триботехнические характеристики фторсодержащих соединений тем, которые формируют устойчивые разделительные слои способные к многократному деформированию без разрушения в условиях трибоконтакта. В зависимости от величины поверхностной энергии подложки наблюдается возрастание значений дихроизма, определяющего ориентацию молекул фторсодержащих соединений на поверхности субстрата в ряду $Al < Fe < Cu$. Установлено, что толщина покрытия, формируемого на металлических субстратах, определяемая исходя из критериев оптимальности структуры и морфологии, находится в области 0,8 – 1,5 мкм в зависимости от вида применяемого фторсодержащего олигомера. Нанесение фторсодержащих соединений приводит к увеличению значений параметра микротвердости граничных слоев металла на 17–23 %, что объясняется взаимодействием поверхностных атомов между металлом и фторсодержащими молекулами, приводящим к образованию хемосорбционных связей металл-фторолигомер.

В работе предложены новые технологические направления регулирования структуры и функциональных характеристик нанофазных и нанокпозиционных фторсодержащих тонкослойных покрытий, основанные на управлении подвижностью и активностью молекулярных фрагментов технологическими факторами (температура, излучение, разряд, время формирования, концентрация раствора и наномодификатора, строения олигомера и т.д.).

Разработана технология формирования наноструктурных тонкопленочных покрытий различного функционального назначения (антифрикционных, антиадгезионных, гидрофобных, защитных и др.) на рабочих поверхностях деталей технологического оборудования, обрабатывающего инструмента, литьевых формах, уплотнительных системах для запорной арматуры

ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО РЕЖИМА НАГРУЖЕНИЯ НА НЕСУЩУЮ СПОСОБНОСТЬ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ СТЕРЖНЕЙ СОСТАВНОГО СЕЧЕНИЯ С ВЫСОКОПРОЧНОЙ АРМАТУРОЙ

Зараковская К.И., Захаров В.Ф.

Балтийский федеральный университет им. И. Канта (БФУ им. И. Канта), Калининградский Государственный Технический Университет (КГТУ), г. Калининград, Россия;
kizarakovskaya@gmail.com

Вопрос целесообразности и эффективности использования высокопрочной арматуры в сжатых железобетонных элементах продолжают быть актуальными и в настоящее время. Особенно интересны исследования совместной работы высокопрочной арматуры и бетонов с различными деформационными характеристиками при длительном действии нагрузки.

С целью изучения влияния длительного режима нагружения на несущую способность составных железобетонных стержней с высокопрочной арматурой было изготовлено 6 образцов стержней длиной 150 см и с поперечным сечением прямоугольной формы общим размером $h \times b = 100 \times 120$ мм. Каждый образец колонн состоял из двух ветвей – ранее уложенный «сборный» бетон (ветвь 1) и «монолитный» бетон (ветвь 2). Разрыв в бетонировании оставил в среднем 135 суток. Все образцы имели высокопрочную арматуру в качестве продольной. Схемы колонн и характеристика режи-

мов испытания приведены в работе [1]. Длительная выдержка образцов проводилась при заданном уровне длительного сжатия $N_1/N_{u,sh}$ в течение 150, который определялся как отношение величины длительного сжатия N_1 и кратковременного разрушающего усилия $N_{u,sh}$ (устанавливались ранее из кратковременных испытаний образцов), он находился в пределах 0,78 ... 0,9 [1].

Было зафиксировано, что в течение длительной выдержки под нагрузкой процесс перераспределения усилий с бетона на высокопрочную арматуру протекает более интенсивно, чем при кратковременном сжатии, что в конечном итоге объясняет повышение несущей способности на 10-22 % стержней, испытанных при длительном действии нагрузки, по сравнению с аналогичными образцами, испытанных на кратковременное сжатие. На рисунке 1 показана динамика перераспределения усилий с бетона на высокопрочную арматуру за время длительной выдержки. Данные приведены для опытного образца КС-1-1[1].

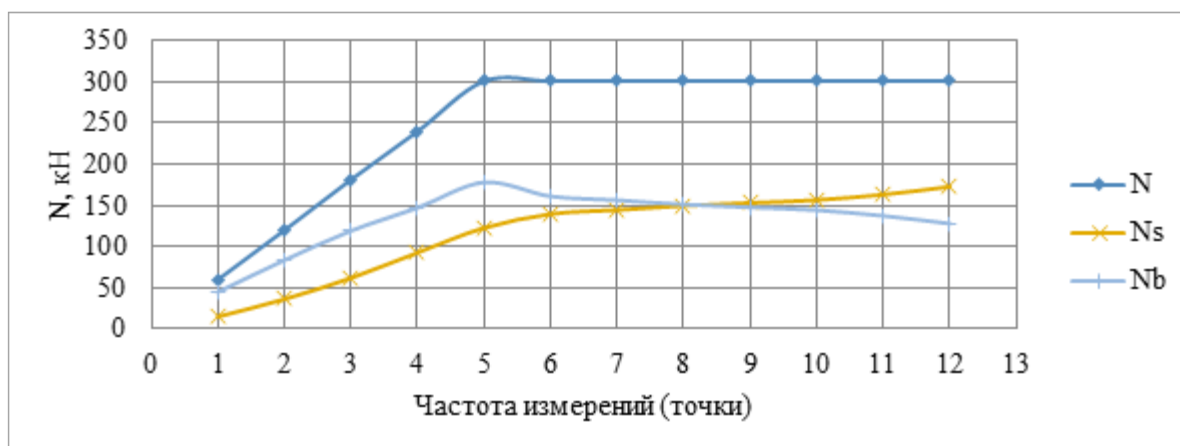


Рис. 1. Динамика перераспределения усилий с бетона на высокопрочную арматуру за время длительной выдержки.

Примечание. N – внешнее усилие, кН; N_b – усилие, воспринимаемое бетоном, кН; N_s – усилие, воспринимаемое высокопрочной арматурой, кН. Точки № 1 – 5, в которых снимались показания датчиков деформаций, соответствуют нагружению стержня до уровня длительного сжатия $N_1/N_{u,sh} = 0,83$. Точка 5 соответствует началу длительной выдержки, а точка 12 ее окончанию (150 суток).

Список литературы

1. Зараковская К.И. Опытное исследование длительного сопротивления составных железобетонных стержней с высокопрочной арматурой/ К.И. Зараковская, В.Ф. Захаров // Инновации и инвестиции. – 2018. - №2. – С. 227 – 231.
2. Захаров В. Ф. Несущая способность сжатых железобетонных стержней. Предельная эксплуатационная нагрузка / В. Ф. Захаров, Т. Р., Баркая, А. В. Каляскин // Сборник научных трудов инженеров строительного факультета / ТГТУ. – Тверь, - 1998. – вып.1. – с.31-33.
3. Узунова Л.В. Сопротивление кратковременному сжатию составных железобетонных стержней с высокопрочной арматурой: дисс. ... канд.техн. наук: 05.23.01 – строительные конструкции, здания и сооружения / Л.В.Узунова. - Калининград, 2010. - 144 с.

SILUMIN MULTILAYER STRUCTURE FORMATION BY Y_2O_3 POWDER ELECTRO-EXPLOSIVE ALLOYING

Gromov V.¹, Glezer A.², Ivanov Yur.³, Konovalov S.⁴, Kondratova O.¹,
Klopotov A.⁵

¹*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia*

²*National University of Science and Technology "MISIS", Moscow, Russia*

³*Institute of High Current Electronics of the Siberian Branch of the RAS,
Tomsk, Russia*

⁴*Samara National Research University, Samara, Russia*

⁵*National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia*

gromov@physics.sibsiu.ru

Electro-explosion alloying of a eutectic Al-Si alloy (silumin) with yttrium oxide powder is carried out to form a coating on the material surface with advanced characteristics. Transmission microscopy of thin foils and X-ray micro-spectral analysis are performed to identify the elemental and phase composition and the defect substructure of the coating.

The study reveals a four-layer structure comprising a surface layer (1), interlayers (2 and 3), and an interjacent (4) layer, with thicknesses ranging from 100 to 900 nm, as well as a multi-phase nanocrystal structure consisting mostly of aluminium and yttrium oxides and silicates. It is established that the coating is a multi-element alloy, and that its main components are oxygen, aluminium, yttrium, silicon and titanium (oxygen and yttrium atoms are located in layers 1, 2 and 4, aluminium atoms in layer 3, and silicon and titanium atoms in layers 1–3). A structural analysis of phase transformations indicates that compounds such as τ_1 ($Y_5Al_{14}Si$), τ_2 (Y_6Al_3Si), τ_3 ($Y_{33.3}Al_{46.7}Si_{20}$), τ_4 (YAl_2Si), τ_5 ($Y_{33.3}Al_{36.7}Si_{30}$), τ_6 (YAl_2Si_2) can form within the material.

The layers 1 and 2 have a columnar structure, with the transversal sizes of columns ranging between 60 nm and 75 nm. The transversal sizes of the columns in layer 2 are between 250 nm and 600 nm. Indexing of a micro-electron diffraction pattern shows that these layers are formed by yttrium oxide, Y_2O_3 .

Layers 1 and 2 have contain inclusions of the second phase. These are round particles, ranging between 5 nm and 12 nm. Indexing of the micro-electron diffraction pattern indicates that these particles are aluminium silicates with composition Al_2SiO_5 .

Layer 3 has a nanocrystalline structure, with crystalline particles ranging between 5 and 10 nm. The crystals are combined in disoriented regions of between 80 and 150 nm. Indexing of the micro-electron diffraction pattern of this structure reveals reflexes of aluminium oxide with composition Al_2O_3 , and aluminium silicate with composition Al_2SiO_5 .

Layer 4 has a nanocrystalline structure, in a similar way to layer 3, with crystalline particles of up to 50 nm. Diffraction microanalysis of layer 4 reveals reflexes of yttrium aluminate with composition Y_3Al_2 and yttrium silicate with composition $Y_2Si_2O_7$.

Thus, liquid phase alloying of silumin with atoms of yttrium and oxygen, implemented at ultra-high heating and cooling speeds (typical for electro-explosion alloying), makes it possible to form a multi-layer and multi-phase nanocrystalline structure in the surface layer, consisting mostly of aluminium and yttrium oxides and silicates.

This work was supported by State Task no. 3.1283.2017/4.6 of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, and RFBR research project No. 16-58-000750Bel_a.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ АВС ПЛАСТИКА ПОСЛЕ НАГРУЖЕНИЯ

Атрошенко С.А., Чеврычкина А.А., Евстифеев А.Д., Волков Г.А.

ИПМаш РАН, СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия
satroshe@mail.ru

АВС-пластик – термопластичный аморфный тройной сополимер трех мономеров – акрилонитрила, бутадиена и стирола и представляет собой двухфазную систему. Статистический сополимер стирола и акрилонитрила с молекулярной массой 120-180 тысяч образует непрерывную фазу – жесткую матрицу, в которой распределены частицы бутадиенстирольного каучука размером 0,5-2 мкм, образующие дисперсную фазу. Доля дисперсной фазы составляет от 15 до 30% от общей массы пластика. ABS-пластик широко используется как экструзионный материал.

Исследования проводились на разрушенных образцах после ударных испытаний [1] в интервале скоростей деформации 180 – 1745 1/с, температура испытаний изменялась в интервале от 23⁰С (комнатная температура) до 100⁰С.

При комнатной температуре 23⁰С после испытаний наблюдается слоистость материала при всех скоростях нагружения. Трещины располагаются вдоль слоев при меньшей скорости деформации и поперек слоев, пересекая их, при скорости деформации 456 1/с. Трещина зарождается и распространяется вдоль мест скопления включений второй фазы – бутадиенстирольного каучука при всех скоростях деформации. Параболическая область [2,3] менее ярко выражена при меньшей скорости деформации, а область повышенной шероховатости - наоборот, более развита в образце, испытанном со скоростью 180 1/с. Течение материала при увеличении скорости деформации с величины 180 1/с до 456 1/с происходит под большим углом к направлению слоев.

При нагружении при повышенной до 50⁰С температуре также наблюдается слоистость материала при всех испытанных скоростях нагружения. Трещины располагаются вдоль слоев по их границе. Трещина зарождается и распространяется вдоль мест скопления включений второй фазы - бутадиенстирольного каучука как при скорости 456 1/с, так и при скорости 987 1/с. Параболическая область в образцах со скоростями деформации 456 1/с и 987 1/с довольно хорошо выражена, как и область повышенной шероховатости [2,3]. Течение материала при обоих режимах происходит примерно под одним и тем же углом к направлению слоев.

При нагружении при повышенной до 100⁰С температуре слоистость материала становится менее заметной – происходит гомогенизация пластика при всех испытанных режимах. Трещины располагаются под углом к слоям при скорости 987 1/с. Трещина зарождается и распространяется вдоль мест скопления включений второй фазы - бутадиенстирольного каучука при всех скоростях нагружения. Параболическая область во всех образцах выражена слабо, как и область повышенной шероховатости, зато появляется зеркальная область [2,3] при повышенных скоростях деформации 987 1/с и 1745 1/с. Течение материала в образце, испытанном при малой скорости деформации 180 1/с происходит примерно под углом 45⁰ к направлению слоев, то есть по плоскостям максимальных касательных напряжений, в образце с большей скоростью деформации 987 1/с – вдоль слоев, а в образце с максимальной скоростью деформации 1745 1/с носит сдвиговый характер и происходит по скоплениям второй фазы.

1. Чеврычкина А.А., Евстифеев А. Д., Волков Г. А. Исследование прочностных характеристик ABS пластика при динамических нагрузках. ЖТФ. 2018. Т. 88. Вып. 3. С. 392-395.
2. Fracture processes in polymeric solids. New York – London – Sydney, International Publishers, 1970. 523 p.
3. S.A. Atroshenko, S.I. Krivosheev, Yu. Petrov. Crack propagation upon dynamic failure of polymethylmethacrylate. Technical Physics, v.47, N2, 2002, pp.194-199.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗУЮЩИХ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЦЕМЕНТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Гувалов А.А., Аббасова С.И., Агазаде М.Е.

Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет
Баку, Азербайджанская Республика,
abbas-guvalov@mail.ru

Кардинальное решение проблемы поддержания показателей качества окружающей среды на уровне не ниже нормативного и рационального использования сырьевых и топливно-энергетических ресурсов заключается в разработке и внедрении экологически обоснованных безотходных производств и технологий. Принцип использования твердых бытовых техногенных отходов как сырьевого ресурса подразумевает извлечение максимальной пользы из всех стадий переработки независимо от применяемой технологии утилизации. С распространением метода сжигания становится острым вопрос утилизации зольного остатка, как техногенного отхода образующегося после термообработки бытового мусора и содержащего значительное количество минералов предназначенного для приготовления цементных композиций.

Перевод бытового мусора в стеклокристаллическое состояние открывает дополнительные возможности по повышению эксплуатационной надежности материалов техногенного происхождения на основе зол мусоросжигательных заводов. Близость составов зол мусоросжигательных заводов к химическим составам минеральных добавок позволяет их рассматривать, как перспективный компонент для производства цементных композиций.

Выход золы в зависимости от состава утилизируемых отходов достигает 5 % от массы исходных бытовых мусоров. На одном мусоросжигательном заводе в сутки образуется от 15 до 20 т золы. Она токсична (III класс опасности), поэтому последующая ее утилизация без стадии дополнительной обработки экологически небезопасна.

Составы золы, Бакинского мусоросжигательного завода, пригодных для приготовления вяжущих смесей, могут заметно различаться, однако в большинстве случаев лежат в следующих интервалах: SiO_2 – 8,77-28,63 %, Al_2O_3 – 2,35-7,35 %, Fe_2O_3 - 2,07-5,04%, CaO – 31,6-40,26, MgO - 0,09-0,12 %, Na_2O – 4,04-4,15%, K_2O – 3,75-4,31%. Как видно, составы золы, образующихся при термической утилизации ТБО, в целом близки к данным интервалам. Принципиальным отличием является повышенное содержание щелочных металлов в шлаках от сжигания отходов, достигающее 8 % (сумма Na_2O и K_2O) и даже более при повышенном содержании в отходах основного компонента ТБО, содержащего данные соединения.

Зола (ввиду своего химического нестабильного состава и наличия соединений тяжелых металлов) ограниченно применима в качестве заполнителя при строительстве жилых и промышленных зданий. Зола предлагается использовать как наполнитель для цементных композиций предназначенных для дорог и малоответственных железобетонных изделий (бордюрный камень), то есть там, где обеспечивается ее стабилизация путем добавки в твердеющие смеси. К тому же добавка к цементным смесям золы от мусоросжигания в больших дозировках (20-40%) ухудшает прочность цемента. Поэтому проведенные исследования показали, что применение золы в количестве 1-6% позволяют улучшить качество цемента и композиций на его основе.

Установлено, что зола применяется в составе органоминеральной добавки как минеральный наполнитель для приготовления самоуплотняющихся смесей. На основе самоуплотняющихся смесей изготовили мощные камни по литевой технологии. Прочность при раскалывании мощных камней составляет 5 МПа, а удельная разрушающая нагрузка 300 Н/мм.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Зелепугин С.А.^{1,2}, Бодров А.С.², Янов Д.В.^{1,2},
Попов А.А.^{1,2}

¹Томский научный центр СО РАН, Томск, Россия

²Томский государственный университет, Томск, Россия

szel@yandex.ru

Динамическое канально-угловое прессование (ДКУП) – уникальный метод интенсивного пластического деформирования для получения объемных ультрамелкозернистых структур в металлах и сплавах. Метод разработан в РФЯЦ ВНИИТФ (г. Снежинск) на базе метода равноканального углового прессования (РКУП). В отличие от РКУП, метод ДКУП позволяет сохранить высокую пластичность образца после обработки, значительно увеличить скорость пластического деформирования, а также использовать более крупные образцы и сократить общее количество проходов образца через оснастку.

Исследования, проводимые в настоящее время, показывают необходимость установления эффективных параметров процесса ДКУП и выявления особенностей ИПД, что становится возможным при применении инструментов численного моделирования.

В работе представлены результаты трехмерного численного моделирования процесса динамического канально-углового прессования (ДКУП) образцов из титана, меди, алюминия. Для решения задачи высокоскоростной интенсивной пластической деформации образца в рамках модели повреждаемой упругопластической среды [1] использован модифицированный метод конечных элементов. Определены значения начальной скорости образца и приложенного к нему давления, обеспечивающие успешное прохождение процесса ДКУП; построена диаграмма процесса в координатах “давление, действующее на тыльный торец образца – начальная скорость образца”. Выделены три области на диаграмме, характеризующие поведение образца при различных условиях: область остановки образца при пересечении каналов, область разрушения и область устойчивого прохождения процесса ДКУП. Выявлено, что увеличение средней скорости движения образца по каналам вследствие роста начальной скорости образца или действующего на его тыльный торец давления приводит к удлинению образца в направлении продольной оси. Исследование полей пластического деформирования в образцах позволяет сделать вывод о неравномерности процесса деформирования в продольном направлении, это может привести к необходимости повторения процесса ДКУП. В приповерхностных слоях образцов наблюдаются наибольшие значения удельной энергии сдвиговых деформаций ввиду взаимодействия со стенками каналов, при этом в поперечном направлении распределение полей практически полностью идентично.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (код проекта 16-43-700774).

Список литературы

1. Зелепугин С.А., Бодров А.С., Пахнутова Н.В. Диаграмма процесса динамического канально-углового прессования титановых образцов // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований, 2017, № 11-1, с. 28-31.

ВЛИЯНИЕ КРАТКОВРЕМЕННЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Аккузин С.А.¹, Литовченко И.Ю.^{1,2}, Тюменцев А.Н.^{1,2}

¹ *Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск, Россия*

² *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
s.a.akkuzin@gmail.com*

В работе изучено влияние кратковременных высокотемпературных отжигов на особенности структурно-фазовых состояний метастабильной аустенитной стали после термомеханических обработок, включающих низкотемпературную (при $T = -196$ °С) и последующую деформацию при $T = 20$ °С. Исследования проведены методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного фазового анализа.

Низкотемпературную деформацию прокаткой осуществляли за несколько проходов с общей степенью деформации ≈ 20 %. Перед помещением в прокатный стан и между проходами образцы выдерживали при температуре жидкого азота ($T = -196$ °С). Последующую деформацию прокаткой при $T = 20$ °С проводили за несколько проходов (с общей степенью деформации ≈ 45 %). В завершение осуществляли два этапа циклических кратковременных отжигов: при $T = 850$ °С 1-4 цикла длительностью 30 с и последующие 1-8 циклов длительностью 70 с.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа, термомеханическая обработка способствует интенсивному ($\gamma \rightarrow \alpha'$)-мартенситному превращению с формированием до ≈ 80 % α' -мартенсита. Полученная субмикроструктурная ламельная двухфазная ($\alpha' + \gamma$)-структура с высоким содержанием деформационного α' -мартенсита обеспечивает существенное повышение предела текучести до $\approx 1160 - 1260$ МПа, при относительном удлинении $\approx 2.3 - 3.2$ %.

Последующие высокотемпературные отжиги при $T = 850$ °С длительностью 30 с, 1-4 цикла (после термомеханической обработки) способствуют формированию ферритно-мартенситной структуры с объемным содержанием мартенсита (феррита) до ≈ 95 %. Предполагается, что это происходит в результате выделения дисперсных частиц TiC в процессе отжигов и, соответственно, распада пересыщенного твердого раствора. При этом сохраняется высокое значение предела текучести ≈ 1170 МПа при относительном удлинении 4.1 %.

Последующие отжиги длительностью 70 с приводят к обратному ($\alpha' \rightarrow \gamma$)-мартенситному превращению. В микроструктуре стали начинаются процессы возврата и рекристаллизации, что приводит к некоторому снижению предела текучести до значений ≈ 1073 МПа, при этом относительное удлинение составляет 5.2 %. Объемная доля аустенита увеличивается после каждого цикла, и при 4 циклах составляет ≈ 70 %.

Увеличение количества отжигов до 8 циклов приводит к практически полному обратному превращению мартенсита в аустенит (≈ 91 %). Размеры рекристаллизованных зерен составляют $\approx 200-300$ нм. Наблюдается увеличение доли границ с малоугловыми разориентировками. Формирование субмикроструктурной преимущественно аустенитной структуры обеспечивает значения предела текучести до ≈ 853 МПа.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФРАКТОГРАФИЯ РАЗРУШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ОТ -196 °С ДО 720 °С

Полехина Н.А.^{1,2}, Аккузин С.А.², Литовченко И.Ю.^{1,2}, Алмаева К.В.,
Тюменцев А.Н.^{1,2}, Чернов В.М.³, Леонтьева-Смирнова М.В.³

¹ Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
² Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия

³ АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва, Россия
s.a.akkuzin@gmail.com

Исследовано влияние температуры на кратковременные механические свойства и особенности пластической деформации и разрушения перспективной ферритно-мартенситной стали ЭП-823 (16X12МВСФБР) в интервале от -196 °С до 720 °С. Образцы для испытаний были обработаны по традиционному режиму (ТТО), включающему в себя закалку от $T = 1100$ °С (выдержка 1 ч) в воду и отпуск при $T = 720$ °С (выдержка 3ч).

На кривых температурной зависимости пределов текучести и прочности стали можно выделить несколько характерных интервалов, которые определяют закономерности изменения ее пластичности и характера разрушения:

– интервал от -196 °С до -80 °С, где прочностные свойства резко растут с понижением температуры. Появление сильной температурной зависимости прочностных свойств в этом интервале является следствием термоактивируемого движения дислокаций в кристаллическом рельефе (высокие барьеры Пайерлса, примесные дефекты). Результатом значительного увеличения прочности является переход от вязкого ямочного излома со следами разрушения сколом к преимущественно хрупкому разрушению со значительным снижением пластичности. Усиление температурной зависимости предела текучести наблюдается в интервале вязко-хрупкого перехода, определенного из ударных испытаний стали.

– интервал от 20 °С до 450 °С, в котором характеристики прочности слабо зависят от температуры. В этом интервале характер температурной зависимости предела текучести определяется температурной зависимостью модуля Юнга. Сохранение практически неизменного уровня прочностных свойств обусловлено высокой эффективностью вплоть до $T \approx 450$ °С дисперсного упрочнения стали стабильными наноразмерными частицами фазы V(C, N), закрепляющими ее дислокационную структуру.

– интервал от 450 °С до 720 °С, где наблюдается ускорение падения прочности с ростом температуры. Снижение прочностных свойств стали в этом интервале связано с уменьшением напряжения Орована вследствие термически активируемых процессов преодоления наноразмерных частиц скользящими дислокациями. При этом на фоне значительного повышения пластичности наблюдается, во-первых, полное исключение хрупкого разрушения; во-вторых, увеличение на порядок, по сравнению с комнатной температурой, размеров чашек вязкого разрушения.

Работа выполнена при поддержке Стипендии президента Российской Федерации для молодых ученых и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям развития российской экономики (2016-2018 гг.).

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ И АСИММЕТРИЯ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ЗАКАЛЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeMnAlNi

Поклонов В.В., Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Кириллов В.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
Томск, Россия*

poklonov_vyacheslav@mail.ru

Сплавы на основе Fe, испытывающие мартенситные превращения (МП), и обладающими уникальными функциональными свойствами – эффектом памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичностью (СЭ), обладают более низкой стоимостью и высокой пластичностью по сравнению с интерметаллидами на основе NiTi. Авторами работы [1] было показано, что сплав FeMnAlNi, испытывающий термоупругие МП и проявляющий СЭ, обладает уникальными особенностями – слабая зависимость напряжений $\sigma_{кр}$, необходимых для начала развития МП под нагрузкой, от температуры, и необычный механизм термоупругого МП из α (ОЦК) аустенита в γ' (ГЦК) мартенсита.

В настоящей работе представлены результаты исследования СЭ, связанной с развитием термоупругих α - γ' -МП под нагрузкой, в зависимости от кристаллографической ориентации и способа деформации закаленных монокристаллов сплава Fe_{43,5}Mn₃₄Al₁₅Ni_{7,5} (ат. %). Для исследования были выбраны монокристаллы двух ориентаций: [001] и [122], в которых теоретическая величина деформации решетки ϵ_0 при деформации растяжением/сжатием определяется различными вкладами деформации сдвойникованной структуры мартенсита $\epsilon_{свр}$ и деформации раздвойникованием γ' -мартенсита ϵ_{detw} [1].

Впервые на [122]-монокристаллах FeMnAlNi при деформации растяжением, для которой $\epsilon_0^{[122]_{tens}} = \epsilon_{свр} = 8\%$, показано, что максимальная величина СЭ, определенная в экспериментах по циклированию при комнатной температуре, составляет $\epsilon_{СЭ} = 4\%$, а максимальный уровень напряжений σ_{max} достигает 600 МПа. При деформации сжатием, для которой $\epsilon_0^{[122]_{comp}} = \epsilon_{свр} + \epsilon_{detw} = 5,5\% + 3,5\% = 9\%$,

наблюдается СЭ до 2% при величине заданной деформации 3%, а максимальный уровень напряжений составляет 400 МПа. При увеличении заданной деформации выше 3% обратимой деформации не наблюдается.

В кристаллах, ориентированных вдоль [001]-направления, при деформации сжатием, для которых $\epsilon_0^{[001]_{comp}} = \epsilon_{свр} = 10,5\%$, $\epsilon_{СЭ} = 5,7\%$ при σ_{max} , достигающем 700 МПа. При деформации растяжением, в которой $\epsilon_0^{[001]_{tens}} = \epsilon_{свр} + \epsilon_{detw} = 10,5\% + 16\% = 26,5\%$, наблюдается падение максимального уровня σ до 250 МПа, а величина СЭ не превышает 2%.

Анализ показывает, что величина СЭ зависит от вклада деформации раздвойникованием γ' -мартенсита ϵ_{detw} . В том случае, если ϵ_{detw} имеет место, то величина СЭ ограничивается 2% и при увеличении заданной деформации наблюдается стабилизация мартенсита напряжения. Если вклад ϵ_{detw} в ϵ_0 отсутствует, то величина СЭ равна 4–6% и ограничивается только пластичностью кристалла.

Работа выполнена при поддержке Программы повышения конкурентоспособности ТГУ.

1. Superelastic effect in polycrystalline ferrous alloys / T. Omori [et al.] // Science. – 2011. – Vol. 333. – P. 68–71.

УСТОЙЧИВОСТЬ ПРЯМОГО УПРУГОГО СТЕРЖНЯ ПЕРЕМЕННОЙ ЖЕСТКОСТИ В ЛИНЕЙНОЙ ПОСТАНОВКЕ ЭЙЛЕРА

Кириллова Н. А.

*Нижегородский государственный архитектурно-строительный университет,
Нижний Новгород, Россия
nadya_kirillova_97@mail.ru*

В настоящее время в нашей стране и за рубежом все более широкое распространение получают различные стержневые конструкции переменного сечения. Особенностью таких конструкций является более рациональное (в сравнении с конструкциями постоянного сечения) распределение материала по длине стержня.

Основная сложность расчета конструкций переменного сечения связана с неизученностью процесса потери устойчивости сжатых элементов. На данный момент не существует единой методики, позволяющей определить продольные длины и гибкости элементов, что приводит к принципиальной невозможности проектирования конструкций переменного сечения в соответствии с действующим СП 16.13330.2017.

Наиболее простой задачей, связанной с конструкциями переменного сечения, является изучение устойчивости центрально-сжатого прямолинейного упругого стержня переменного сечения.

Для определения критической силы применим подход Л. Эйлера.

В качестве граничных условий применяется шарнирное закрепление концов стержня. При определении критической силы, вызывающей потерю устойчивости сжатого стержня, предполагается, что стержень идеально прямой и сила F приложена строго центрально. Рассматриваемый метод решения основан на том, что при достижении критической силой F критического состояния $F=F_{кр}$, стержень находится в безразличном состоянии и ему присущи две формы равновесия: прямолинейная и криволинейная. Для выявления криволинейной формы равновесия приложим к стержню малую поперечную возмущающую нагрузку, которая вызовет малый прогиб и проанализируем функцию $y(x)$, описывающую изогнутую ось стержня. Очевидно, что кривизна изогнутой оси будет уменьшаться по мере увеличения сечения стержня.

Выделим малый элемент стержня, расположенный на расстоянии x от начала координат, и зададимся начальными конечными условиями. Рассмотрев принцип возможных перемещений Лагранжа (энергетический критерий), согласно которому сумма работ всех внешних и внутренних сил на любых кинематически возможных перемещениях точек упругой системы равна нулю, находим формулу для определения критической силы для стержня переменной жесткости.

В дальнейшем, предполагается проведение ряда опытных испытаний образцов с различными геометрическими параметрами, с применением выведенной формулы, для математического определения уравнения изогнутой оси стержня.

1. Вольмир А. С. Устойчивость деформируемых систем / А. С. Вольмир. - М. : ГИТТЛ, 1962. - 880 с.
2. Дибир А. Г., Макаров О. В., Пекельный Н. И. Устойчивость продольно сжатых стержней: учеб. пособие. Харьков, 2008. 43 с.
3. Писаренко Г. С. Справочник по сопротивлению материалов / Г. С. Писаренко, А. П. Яковлев, В. В. Матвеев. - Киев : Наукова думка, 1989. - 732 с.
4. Бондарь Т. А. Об устойчивости эйлерового стержня. // ПМТФ.1993. Т. 34. №3. С. 141-149.

РОЛЬ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СВАРКОЙ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ

Елисеев А.А., Калашникова Т.А., Воронцов А.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
alan@ispms.ru

Сварка трением с перемешиванием (СТП) – стремительно развивающийся технологический процесс, который позволяет получать неразъемные соединения из перспективных алюминиевых термически упрочняемых сплавов. В процессе СТП вращающийся инструмент за счет силы трения разогревает заготовку до пластичного состояния, погружается в неё и движется вдоль стыка заготовки, образуя неразъемное соединение. Таким образом, реализуется интенсивное термомеханическое воздействие на материал в твердой фазе, температура и степень деформации которого зависят главным образом от технологических параметров процесса: частоты вращения, линейной скорости и усилия прижима инструмента. Подбор этих параметров для сварки термически упрочняемых материалов трудноосуществим в связи с широкими допусками на толщину и состав проката, от которых зависит конечное структурно-фазовое состояние материала, определяющее прочностные свойства неразъемного соединения. Одним из путей развития СТП является подвод мощного ультразвукового воздействия для управления структурой материала.

В данной работе для выявления роли ультразвукового воздействия в формировании структуры неразъемных СТП-соединений производился количественный и качественный анализ их зеренной структуры, структурно-фазового состояния и механических свойств. Неразъемные СТП-соединения получались из листового проката алюминиевого сплава Д16АТ номинальной толщиной 10 мм при различных степенях деформации с ультразвуковым воздействием и без него. Подвод ультразвукового воздействия осуществлялся при помощи магнестрикционного преобразователя, жестко закрепленного на свободном крае заготовки, с мощностью $\approx 0,6$ кВт.

Анализ структурно-фазового состояния показал, что ультразвуковое воздействие в результате акустопластического эффекта усилило деформационно-индуцированное растворение частиц стабильных вторичных фаз. Наиболее сильное уменьшение объемной доли частиц стабильных вторичных фаз наблюдалось в зоне перемешивания неразъемного соединения. Размер зерна твердого раствора, предел прочности соединения и микротвердость в структурных зонах с подводом ультразвукового воздействия изменились незначительно, но на 2,5% повысилась пластичность. Предел прочности неразъемного соединения достиг 93% от прочности основного материала.

При повышении степени деформации СТП путем увеличения частоты вращения инструмента ультразвуковое воздействие привело к усиленному выпадению частиц стабильных вторичных фаз из пересыщенного твердого раствора в результате ультразвукового старения. При этом уменьшился средний размер зерна, а предел прочности соединения увеличился на 12% и составил 82% от прочности основного материала.

По результатам экспериментов установлено, что в процессе СТП с ультразвуковым воздействием действуют конкурирующие акустопластический эффект и ультразвуковое старение, определяющие структуру и свойства неразъемного соединения.

УВЕЛИЧЕНИЕ КОЛИЧЕСТВА ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В НЕСТЕХИОМЕТРИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

Метлов Л.С.^{1,2}, Вьюненко Ю.Н.³, Хлопков Е.А.⁴, Кожушко В.В.⁵, Бухаров С.Н.⁵

¹Донецкий физико-технический институт, Донецк, Украина

²Донецкий национальный университет, Донецк, Украина

³ООО "ОПТИМИКСТ ЛТД", Санкт-Петербург, РФ

⁴Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, РФ

⁵Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАН Беларуси,
Гомель, Беларусь

lsmet@donfti.ru

Сплавы типа Гейслера и TiNi относятся к материалам кубической симметрии. В сплавах кубической симметрии при фазовых переходах в низкосимметричную фазу возможны эффекты энергетического вырождения, связанных с существованием трех (для осей симметрии C_3) или четырех (для осей симметрии C_4) эквивалентных минимума термодинамического потенциала. Согласно теореме Кюри при переходе в низкосимметричную фазу должна сформироваться доменная структура, состоящая из трех (или четырех) типов доменов. В то же время, при отклонении от стехиометрического состава строгая кубическая симметрия может быть нарушена, что приводит к снятию энергетического вырождения (см. рис. 4 и обсуждение в [1]). В этой ситуации, если энергетические уровни будут сильно различаться, то фазовый переход может протекать в несколько этапов, например, при охлаждении материал сначала перейдет в тот из минимумов, который возникнет раньше, а потом по мере возникновения остальных минимумов будет переходить в них.

Исследование коэффициента внутреннего трения и дефекта упругого модуля в сплаве TiNi50.4at.% показало, что на интервале лабильности выше температуры прямого мартенситного перехода наблюдается два минимума дефекта упругого модуля и два максимума коэффициента внутреннего трения (см. рис. 2 и 4 в [2]). Второй минимум для упругого модуля и максимум для коэффициента внутреннего трения на рис. 2 выражен слабее, а на рис. 4 эти особенности проявляются в форме «плато». Такое поведение можно связать с протеканием фазового перехода по указанному выше сценарию в два этапа. Формально каждый этап можно рассматривать, как отдельный фазовый переход.

Рост коэффициента внутреннего трения связан с гетерогенным состоянием сплава в переходной области с рассеянием энергии колебаний на границах структурных доменов. В области чистых фаз вне интервала лабильности он минимален, в переходной же области в зависимости от сложности распределения доменных границ, комбинации их типов он будет большим. Локальное уменьшение его может свидетельствовать об упрощении общей картины распределения границ структурных доменов, образованию промежуточных «чистых» фаз, связанных с существованием нескольких минимумов термодинамического потенциала.

При определенных составах и условиях возможно проявление и большего количества промежуточных фазовых переходов.

1. Л.С. Метлов, В.В. Коледов, В.Г. Шавров Физика и техника высоких давлений. **28**, № 1, 7 (2018).
2. Е.А. Хлопков, Т.А. Макарова, С.Н. Бухаров, Ю.Н. Вьюненко. Неделя науки СПбПУ: материалы научной конференции с международным участием. Институт металлургии, машиностроения и транспорта. Ч.2. СПбПУ: Изд-во Политехн. Ун-та, 2017. - С.340-342.

ПОВЕДЕНИЕ ПОРИСТОГО СПЛАВА TiNi ПРИ МЕХАНОЦИКЛИРОВАНИИ В ЖЕСТКОМ И МЯГКОМ РЕЖИМАХ

Япарова Е.Н.¹, Реснина Н.Н.¹, Беляев С.П.¹,
Воронков А.В.²

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

²ООО «Альфа Технологии», Санкт-Петербург, Россия
erunyauve@mail.ru

Пористые сплавы с эффектом памяти формы являются перспективными материалами для использования в качестве имплантатов, поскольку они обладают высокой сквозной пористостью, что позволяет костной ткани прорасти сквозь поровые каналы и обеспечивать надежную фиксацию импланта, и демонстрируют механическое поведение близкое к отклику костной ткани. Поскольку импланты, в частности, дентальные, испытывают знакопеременные нагрузки, поэтому важным оказывается изучение механического поведения пористых материалов при механоциклировании. Кроме этого, известно, что механическое поведение сплавов с памятью формы зависит от структурного состояния, в котором находится материал. Поэтому целью работы явилось изучение механического поведения в режиме механоциклирования пористых сплавов с памятью формы на основе TiNi, находящихся в различных структурных состояниях.

Пористые сплавы на основе TiNi были получены методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза из смеси порошков титана и никеля Ti – 45.0 ат. % Ni, Ti – 48.0 ат. % Ni и Ti – 50.0 ат. % Ni. После синтеза образцы были отожжены при температуре 500 °С 1 час. Образцы пористых сплавов размером 7x7x10 мм подвергали 10 циклам нагрузки до 2 % и разгрузки в жестком цикле и нагрузки до некоторого постоянного напряжения, необходимого для того, чтобы в первом цикле получить деформацию, близкую к 2 %, и разгрузке - в мягком цикле. Испытания проводили при температуре 25 °С, при которой сплав Ti – 45.0 ат. % Ni находился в мартенситной фазе, сплав Ti – 50.0 ат. % Ni – аустенитной фазе, а сплав Ti – 48.0 ат. % Ni – в двухфазном состоянии.

Результаты исследования показали, что пористые сплавы на основе TiNi различного состава при механоциклировании в жестком цикле способны обратимым образом деформироваться на 2 % при нагрузке-разгрузке, начиная с 5 цикла. Величина восстановленной деформации в этих циклах не зависит от структуры сплава и его химического состава. Изменения максимального напряжения, эффективного модуля упругости и пластической деформации определяются структурой пористых сплавов.

Установлено, что пористые сплавы на основе TiNi различного состава при механоциклировании в мягком цикле способны обратимым образом деформироваться на 1 % при нагрузке-разгрузке, начиная с 5 цикла. Величина восстановленной деформации и пластической деформации в этих циклах не зависит от структуры сплава и его химического состава. Значение эффективного модуля упругости определяется химическим составом и структурой фазы TiNi в исследованных сплавах.

EQUIPMENT SUPPORT FOR ELECTROSTIMULATED DRAWING PROCESS

**Kuznetsov V. ¹, Kuznetsova E. ¹, Gromov V. ¹, Kosinov D. ¹, Semin A. ¹,
Kondratova O. ¹, Tang G. ², Qin R. ³**

¹ *Siberian State Industrial University, Department of Nature Sciences,
Novokuznetsk, Russia,*

² *Advanced Materials Institute, Graduate School at Shenzhen, Tsinghua University,
Shenzhen PR China*

³ *School of Engineering and Innovation, The Open University, Walton Hall Milton Keynes
MK7 6AA, UK*

gromov@physics.sibsiu.ru

For the intensification of wire drawing processes of hardly deformable alloys the generator of powerful current pulses is necessary. The diagram of economical and high speed pulse generator with the thyristor converter application is given. The generator forms the single pole current pulses of sinusoidal form with 120 μ s duration, up to 500 Hz frequency and up to 10 kA amplitude. The principle of generator operation is based on the periodical discharge of the precharged capacitor to low ohmic load. For the pulse amplitude value control the two-circuit system of subordinate current control is realized. The internal circuit of the automatic control system is organized as the circuit of current charge control and the external circuit – the control of capacitor charge voltage. In connection of high operation speed of transient processes at electrostimulated drawing the control of the parameters by hand is practically impossible and it resulted in the necessity of creation of the automated speed operational systems of drawing parameters' control.

The system of electrostimulated drawing parameters (the temperature in the zone of deformation and drawing force) forming the control signal to the generator of powerful current pulses is presented. For the realization of possibility of pulse amplitude regulation and the increase in its power, two nonreversible unidirectional thyristor convertors connected in series and enabling to obtain the variable voltage at power capacitors are used in the charge device instead of the non-variable source of direct current.

With the aim of increasing the reliability and quality of electrostimulated drawing process with the use of powerful current pulse generator the automatic control system of electrostimulated drawing process (SAUESV) containing the single circuit system of draw force regulation as well as the delayed temperature feedback in the zone of deformation is realized. The dependences of change in draw force and temperature on the frequency of pulse repetition are obtained according to the results of carried out laboratory investigations and computations using the well-known and ingenious techniques.

Model SAUEPV in «Matlab-Simulink» medium is made for the analysis of modes of operation at of electrostimulated drawing with the use of control system. The model is adequate to real parameters obtained in the processes of electroplastic effect investigation. The designed model enabled to improve the technical characteristics and modes of system operation. The block diagram, the model of the system in Matlab-Simulink medium, the oscillograms of transient processes are represented.

The single circuit system of automatic control of draw force with flexible temperature feedback in the zone of deformation enables to optimize the modes of operation as well as to increase the reliability of electrostimulated drawing process. The system is introduced to industry at electrostimulated wire drawing.

ПОГЛОЩЕНИЕ СТАЛЯМИ ЭНЕРГИИ ДЕФОРМАЦИИ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Краев М.В., * Краева В.С.**

*ЧАО «ЕВРАЗ Днепропетровский металлургический завод», г. Днепр, Украина

kraev_79@mail.ru

**Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта

им. ак. В. Лазаряна, г. Днепр, Украина

kraeva_violetta@i.ua

Развиваются способы комбинированной обработки металлов давлением с использованием энергии электромагнитного поля, в основном электрического тока [1]. Изучается магнитоэластический эффект [2], но без интенсивной пластической деформации. Широко известен эффект магнитного резонанса, проявляющийся в поглощении материей энергии переменного электромагнитного поля во внешнем постоянном магнитном поле [3].

Предложено использование постоянного магнитного поля (МП) индукцией порядка 1 Тл в процессах обработки металлов давлением. Создана экспериментальная установка, повторяющая принцип устройств для магнитного резонанса: образец металла деформируется на гидравлическом прессе, перпендикулярно главному направлению деформации расположены сердечники электромагнита. Проведены испытания на растяжение образцов сталей Ст3, 40Х, 20Х13 и ЭП-56. При наложении внешнего МП снижается сопротивление деформации испытанных сталей, т.е. увеличивается поглощение металлом энергии деформации. Уменьшение удельной работы деформации (рис. 1) наблюдается

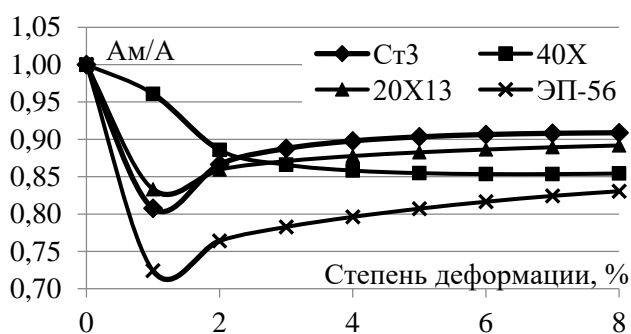


Рис. 1. Изменение удельной работы деформации:

Ам – в МП 1 Тл; А – без МП.

за счет снижения в МП условного предела текучести сталей на 20-25 %, а также предела прочности сталей на 7-15 %. Больше по величине снижение предела текучести позволило улучшить показатель пластичности сталей σ_T/σ_B на 15 %.

Поглощение металлом энергии в МП связано с движением дислокаций [2]. Совокупность дислокаций в объеме металла можно представить как квантовую систему. Отсюда, при деформации происходит поглощение квантов

механической энергии каждой дислокацией. А сама деформация металла – это волновой процесс сверх высокой частоты. На рис. 1 показана неравномерность поглощения энергии по мере деформации металла (по мере увеличения плотности кристаллических дефектов, по мере увеличения частоты деформационной волны). Возникает аналогия с магнитным резонансом, но подтверждение этого требует дополнительных исследований.

1. Коновалов С.В. Влияние электромагнитных полей и токов на пластическую деформацию металлов и сплавов: монография / С.В. Коновалов, В.Е. Громов, Ю.Ф. Иванов. – Новокузнецк: Изд-во «Интер-Кузбасс», 2013. – 293 с.
2. Даринская Е.В. Магнитоэластический эффект: основные свойства и физические механизмы: дис. док. физ.-мат. наук: 01.04.07 / Даринская Елена Владимировна. – М., 2004. – 280 с.
3. Вонсовский С.В. Магнетизм. – М.: Наука, 1971. – 1033 с.

100- М ДИФФЕРЕНЦИРОВАНО ЗАКАЛЕННЫЕ РЕЛЬСЫ: ЭВОЛЮЦИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Юрьев А.А.¹, Громов В.Е.¹, Глезер А.М.², Иванов Ю.Ф.^{3,4},
Коновалов С.В.⁵

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

²*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г.Москва, Россия, a.glezer@mail.ru*

³*Институт сильноточной электроники СО РАН, г.Томск, Россия, yufi55@mail.ru*

⁴*Национальный исследовательский Томский государственный университет, г.Томск, Россия, yufi55@mail.ru*

⁵*Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева, г. Самара, Россия, ksv@ssau.ru*

Целью настоящей работы является анализ методами послойной просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонкой структуры, формирующейся при длительной эксплуатации рельсов ДТ 350.

Материалом исследования являлись образцы дифференцированно закаленных рельсов ДТ350 из стали марки Э76ХФ производства АО «Евраз – ЗСМК» после пропущенного тоннажа 691,8 млн. т. брутто в процессе полигонных испытаний на экспериментальном кольце АО «ВНИИЖТ».

Исследование фазового состава и дефектной субструктуры рельсов осуществляли методами дифракционной электронной микроскопии. Установлено, что вне зависимости от направления исследований в головке рельсов были выделены следующие структурные составляющие: колонии пластинчатого перлита (относительное содержание $\approx 0,7$), зерна феррито-карбидной смеси ($\approx 0,25$), зерна структурно-свободного феррита ($\approx 0,05$).

Выполненные исследования морфологии структуры поверхностного слоя рельсов показали, что относительное содержание зерен перлита, в которых сохранилась пластинчатая структура, составляет 25 %; остальное – зерна перлита, в которых пластины цементита разрезаны скользящими дислокациями на отдельно расположенные частицы размером 40-50 нм. Показано, что величина плотности дислокаций достигает максимальных значений в поверхностном слое. По мере удаления от поверхности катания плотность дислокаций снижается, при этом тип дислокационной субструктуры практически не изменяется.

Выявлено два основных механизма преобразования пластин цементита, имеющих место при эксплуатации рельсовой стали. Во-первых, механизм разрезания пластин движущимися дислокациями. В этом случае формируется некоторое количество частиц цементита глобулярной морфологии. Во-вторых, механизм растворения пластин цементита, обусловленный уходом атомов углерода из кристаллической решетки цементита на дислокации.

Исследования, выполненные методами темнопольного анализа, показывают, что эксплуатация сопровождается дроблением пластин цементита с последующим их разрушением. Рефлексы карбидной фазы на микроэлектронограммах, полученных с таких пластин, имеют как радиальное, так и азимутальное размытие, что может свидетельствовать о высоком уровне дефектности кристаллической решетки цементита, а также изменении параметра кристаллической решетки вследствие ухода атомов углерода.

УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ВТ1-0, ПОДВЕРГНУТОГО РАЗЛИЧНЫМ ВИДАМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Комиссарова И.А.^{1,2}, Косинов Д.А.², Коновалов С.В.¹, Ю.Ф. Иванов³,
Громов В.Е.², Толкачев О.С.³

¹Самарский национальный исследовательский университет им. академика
С.П.Королева, Самара, Россия, ksv@ssau.ru

²Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru

³Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия, yufi55@mail.ru

Вопросами модификации физических и механических свойств металлических материалов внешними энергетическими воздействиями (электрические токи и поля, магнитные поля, слабые энергетические воздействия, методы поверхностной модификации материалов) занимаются достаточно давно, однако до сих пор нет ясного объяснения физической природы наблюдаемых явлений в связи с отсутствием достаточного массива информационного материала о установленных эффектах и невозможностью полноценной интерпретации.

В связи с этим, в настоящей работе выполнено исследование фазового состава и состояния дефектной субструктуры технически чистого титана марки ВТ1-0, подвергнутого различным видам энергетической обработки и разрушенного в результате усталостных испытаний. Были исследованы образцы, находящиеся в трех состояниях: во-первых, образцы в исходном состоянии, во-вторых, образцы после поставки, подвергавшиеся на определенной стадии усталостных испытаний токовой импульсной обработке, и, в-третьих, образцы, предварительно облученные интенсивным импульсным электронным пучком.

Многоцикловые усталостные испытания образцов технически чистого титана марки ВТ1-0, находящихся в состоянии поставки, привели к разрушению материала после $2,8 \cdot 10^5$ циклов. Анализируя полученные данные выявлено, что местом формирования усталостной трещины является поверхность образца; концентратором напряжений являются поверхностные дефекты, образованные, очевидно, в процессе изготовления образцов. Установлено, что токовая импульсная обработка образцов, осуществляемая на промежуточной стадии испытаний, приводит к увеличению усталостной долговечности материала в $\approx 1,3$ раза относительно образцов без такой обработки. Выполненные электронно-микроскопические исследования выявили формирование в результате усталостных испытаний в поверхностном слое толщиной до 10 мкм субмикроструктурной структуры. Следовательно, токовая импульсная обработка образцов технически чистого титана марки ВТ1-0 в процессе усталостных испытаний приводит к многократному увеличению размеров кристаллитов поверхностного слоя. Исследование образцов из третьей партии показало, что максимальные значения усталостной долговечности, превышающие усталостную долговечность материала в исходном состоянии более чем в 3 раза, выявлены у образцов, облученных электронным пучком с плотностью энергии пучка электронов 25 Дж/см^2 . Облучение поверхности образцов титана электронным пучком с плотностью энергии 20 Дж/см^2 и 30 Дж/см^2 сопровождается увеличением усталостной долговечности исследуемого материала в 1,2-1,4 раза относительно необлученных образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты №16-32-60048 мол_а_дк, 17-32-50003_мол_нр, 16-58-00075-Бел-а) и государственного задания № 3.1283.2017/4.6.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Ni–Mn–In ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Калетина Ю.В., Грешнова Е.Д., Калетин А.Ю. Пилюгин В.П.

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
г. Екатеринбург, Россия,
kaletina@imp.uran.ru*

Технология получения ферромагнитных сплавов, их обработка и внешние воздействия оказывают существенное влияние на структуру и физико-механические свойства [1-3].

Целью настоящей работы являлось исследование структуры и свойств синтезированного тройного сплава Ni₄₇Mn₄₂In₁₁ после пластической деформации.

Исследовано влияние различных видов и условий деформации на структуру, характер излома и свойства трехкомпонентного сплава Гейслера Ni₄₇Mn₄₂In₁₁. После отжига сплав подвергали деформации прокаткой при комнатной температуре и осадкой при температурах 77, 300 и 873 К. Степень деформации варьировали от 4 до 90 %.

Методами оптической металлографии, сканирующей электронной микроскопии была изучена структура сплава и особенности поверхности изломов в отожженном состоянии и после деформации.

После отжига сплав находился в поликристаллическом состоянии со средним размером зерен $\approx 200\text{--}500$ мкм. Деформация прокаткой привела к измельчению зерна до 60 мкм. При комнатной температуре структура исследуемого сплава двухфазная, состоит из высокотемпературной $L2_1$ -фазы и мартенситных кристаллов. На поверхности хрупкого излома выявляются пакеты мартенсита, расположенные друг относительно друга под некоторым углом, внутри которых содержатся преимущественно параллельные мартенситные кристаллы.

После всех видов деформации на поверхности изломов видны следы хрупкого разрушения материала с деформированными, изогнутыми или разрушенными кристаллами мартенсита. После прокатки и осадки со степенью деформации до 10 % в изломе присутствуют макротрещины, проходящие через мартенситные пакеты. После осадки при $T = 300$ К со степенью деформации до 90 % были обнаружены микротрещины внутри отдельных кристаллов мартенсита. После осадки при $T = 873$ К на поверхности излома трещины отсутствовали, однако в области локализации деформации наблюдалась деформированная структура мартенсита.

После деформации разными способами микротвердость сплава повышается, при этом упрочнение зависит от вида и степени деформации. После деформации прокаткой наблюдали максимальное увеличение микротвердости в 1,5 раза по сравнению с отожженным состоянием.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6 при частичной поддержке Комплексной программы УрО РАН (проект № 18-10-2-39) и РФФИ (грант № 16-03-00043).

1. Buchelnikov V.D., Sokolovskiy V.V. The Physics of Metals and Metallography. 2011. Vol. 112, № 7. P. 633-665.
2. Калетина Ю.В., Герасимов Е.Г. ФТТ. 2014. Т. 56, вып. 8. С. 1583–1588.
3. З.Счастливец В.М., Калетина Ю.В., Фокина Е.А. Мартенситное превращение в магнитном поле. – Екатеринбург: Изд-во УрО РАН, 2007. – 322 с.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОРОШКОВ СВМПЭ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПЛЕНОЧНЫХ НИТЕЙ

Варюхин В.Н.¹, Дроботко В.Ф.^{1*}, Иванчев С.С.³, Марихин В.А.², Мясникова Л.П.², Письменова Н.Е.¹, Радованова Е.И.², Терехов С.А.¹, Яговкина М.А.²

¹Донецкий физико-технический институт им.А.А.Галкина, Донецк, Украина

²Физико-технический институт им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

³Институт высокомолекулярных соединений РАН, Санкт-Петербург, Россия

*drobotko@i.ua

В настоящее время в мире активно разрабатывается метод безрастворной («сухой») переработки сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) в высокопрочные высокомодульные нити непосредственно из реакторного порошка по типу порошковой металлургии, с последующей ориентационной вытяжкой спеченного порошка. Однако, не все реакторные порошки СВМПЭ могут быть превращены в механически когерентные прекурсоры, обеспечивающие достижение необходимого ориентационного упрочнения. Одним из критериев пригодности порошков для переработки сухим методом считается высокая кристалличность и низкая плотность молекулярных зацеплений. В то же время «хорошие порошки» могут потерять свои свойства в процессе спекания, которое неизбежно приводит к изменениям в надмолекулярной структуре полимера.

Работа посвящена изучению изменения структурных параметров различных реакторных порошков СВМПЭ, подвергнутых "холодной" компактизации в условиях гидростатического сжатия при комнатной температуре, а затем спекаемых в условиях гидростатического давления при температуре ниже температуры плавления полимера.

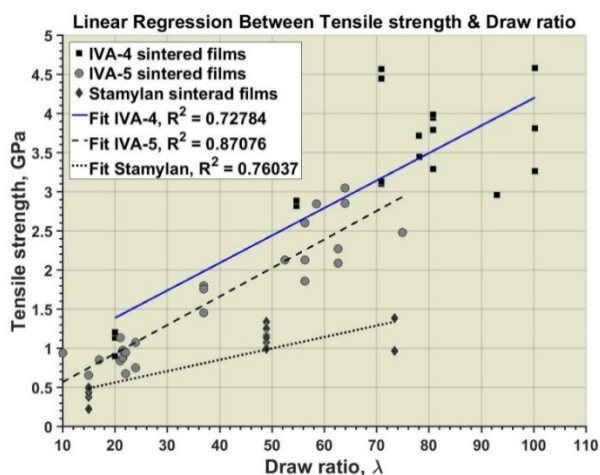


Рис.1. Линейная регрессия между пределом прочности на растяжение и степенью вытягивания пленок СВМПЭ, приготовленных «сухим» методом

водило к дальнейшему росту размеров кристаллитов (на 8–10%) с увеличением времени спекания от 1 мин до 30 мин.

На основании полученных данных был выбран режим изготовления спеченных образцов из порошков СВМПЭ и проведена их ориентационная вытяжка.

Прочность предельно ориентированных нитей, полученных из минского реакторного порошка (3,25 ГПа), превосходила прочность коммерческих волокон Дунеета SK65 (3.0 ГПа) и Spectra 2000, DSM, Голландия (3.2 ГПа), а прочность нитей, полученных из реакторного порошка IVA-4 (ИВС, СПб, РАН) достигала 4–4.5 ГПа.

С помощью рентгеноструктурного анализа исследовали изменения в структуре компактов и спеченных пленок, полученных из лабораторных реакторных порошков IVA-4 ($M_w = 6.0 \times 10^6$ g/mol), IVA-5 ($M_w = 4.2 \times 10^6$ g/mol), синтезированных в ИВС РАН и M332 ($M_w = 2.5 \times 10^6$ g/mol), синтезированных в ИОФХ (Беларусь), а также из коммерческих реакторных порошков Stamyln ($M_w = 2.5 \times 10^6$ g/mol), DSM, Голландия и X600 ($M_w = 6.0 \times 10^6$ g/mol), Китай. Было обнаружено увеличение поперечных размеров кристаллитов на 15–17% с ростом давления при компактизации, которое достигало насыщения при давлении 100 МПа. Спекание компактов при 130°C под давлением приводило к дальнейшему росту размеров кристаллитов (на 8–10%) с увеличением времени спекания от 1 мин до 30 мин.

СОЗДАНИЕ АМД-МЕТОДОВ ДЛЯ АНАЛИЗА ПРОЦЕССОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ИХ РАЗРУШЕНИЯ

Зеленев В.М., Кустов А.И., Мигель И.А.⁽¹⁾.

Воронежский государственный педагогический университет, Россия
(1) ВУНЦ ВВС ВВА им. профессора Н.Е. Жуковского и Ю.А. Гагарина,
Воронеж), Россия,
akvor@yandex.ru

Материалы в конденсированном состоянии – основа современной науки и промышленности. Изучение и мониторинг их свойств – одна из актуальных современных задач. Свойства таких материалов связаны различными корреляционными зависимостями с их структурой, с характерными размерами, формой, степенью анизотропности её элементов. При этом, подавляющее большинство параметров этих элементов определяется внешними воздействиями, например, термическими, химическими, механическими, коррозионными. Одним из наиболее влиятельных в этом списке воздействий является деформация материалов, которая может повышать их эксплуатационные свойства, но может и приводить к потере устойчивости. При этом возникает самостоятельная важная проблема – прогнозирования состояний, предшествующих разрушению и выявление процессов, позволяющих стабилизировать материал. Для решения сформулированных проблем было предложено разработать и применить АМД-методы [1,2], активно развивающиеся в последние десятилетия. Они позволяют наблюдать и характеризовать процессы зарождения дефектных структур, их развитие в процессе деформации. При этом, АМД-методы обеспечивают прежде всего исследование приповерхностных слоев изучаемых объектов, имеющих определяющее влияние на их физические свойства.

На первом этапе исследований были созданы и апробированы методики выявления и характеристики дефектов различной физической природы, определения критических параметров объектов исследований.

На втором этапе – проведена оценка процесса деформации и его параметров с помощью АМД-методов, для чего разработан акустический метод интерференционных *полос* [3], обеспечивающий расчёт значения скорости v_R поверхностных акустических волн (ПАВ) по акустическому изображению. Проведенные на модельных образцах эксперименты показали, что предложенный метод высокоэффективен и надежен.

Были разработаны методики расчета величины скорости v_R с помощью САМ [4], основанные на визуализации стоячих ПАВ и на анализе интерференционных $V(Z)$ – кривых. Контрольные значения – $v_R = 4650$ м/с – совпали при 20°C и $f = 407$ МГц со значениями, приводимыми в литературе для кремния этой кристаллографической ориентации с точность $\sim 1\%$. Представлены методики оценки степени деформации металлических материалов с помощью *статистической* обработки результатов анализа совокупности зёрен структуры. Анализ изображений и расчёт v_R по $V(Z)$ -кривым позволил получить для ряда сталей зависимости v_R и степени деформации от размеров зерна.

1. Кустов А.И., Мигель И.А. // “Материаловедение”, №8, 2011 г - с. 15 – 19.
2. Мигель И.А., Кустов А.И. // ФПСМ., Т.13., №4., 2016., с. 490 - 496.
3. Мигель И.А., и др. // Вестник ПНИПУ, Материаловедение., Т.19., №1, 2017., с. 78-97
4. Мигель И.А., Кустов А.И. // ФПСМ., Т.14., №1., 2017., с. 44 - 51

РАЗРАБОТКА ИННОВАЦИОННЫХ МЕТОДИК ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН

Кустов А.И., Мигель И.А.

*Воронежский государственный педагогический университет,
Воронеж, Россия
akvor@yandex.ru*

Параметры структуры материалов определяют набор их физических свойств. Поэтому, актуальность разработки инновационных методик исследования механических свойств материалов, не вызывает сомнений. Решение поставленной проблемы осуществлялось с помощью инновационных методов исследования структуры и свойств материалов – АМД-методов [1], которые позволяют проводить мониторинг состояния материалов, как с использованием характерных зависимостей выходного акустического сигнала – $V(Z)$ -кривых, так и на основе акустических изображений.

Снимки позволили надежно визуализировать отдельные питтинги в различных марках стали, определять их размеры, оценивать форму, в том числе и *на различной глубине*. Деформация металла, возникновение микротрещин и упругих неоднородностей, всё это проявляется в трансформации $V(Z)$ -кривых. Сканируя поверхность образца при ее перемещении в x - y -плоскости в режиме $V(Z)$ -кривых, получали профили зависимостей выходного сигнала преобразователя от координат.

Для оценки работоспособности объекта необходимо установить *момент появления и механизм развития повреждений*, в результате которых он выходит из строя. Этот подход и использовался при формировании микроскопических критериев локального предельного состояния материала. Макроскопические критерии предельности не могут “обнаружить” дефект, находящийся в материале. Визуализация дефектов поврежденности типовыми средствами (например, металлография) требует достаточно развитой поврежденности. Методы неразрушающего контроля неспособны реагировать на микроскопические трещины, возникающие на ранних стадиях разрушения, они не позволяют получать информацию о кинетике развития микронесплошностей в поврежденных материалах.

Целью настоящей работы была разработка инновационных АМД-методов исследования структуры материалов и анализа с их помощью коррозионных повреждений. Для исследования были выбраны образцы сталей, подвергнутых питтинговой коррозии. Был получен набор кривых, связывающих *количество выявленных питтингов и глубины визуализации*. Такие зависимости позволяют оценивать неразрушающим способом как максимальную глубину микродефектов, так и скорости их зарождения. При использовании $V(Z)$ -метода фиксировалась относительная высота ($\Delta V/V\%$) главного максимума. С ростом глубины питтингов и при увеличении их количества в приповерхностном слое стали повышался коэффициент затухания акустических волн. Чувствительна к глубине и размерам питтингов и скорость акустических волн. Следовательно, приняв за точку отсчета значение для бездефектного образца, можно по полученной зависимости оценивать степень поражения образца коррозией, связанную с набором механических свойств материалов.

1. Мигель И.А., Кустов А.И. // ФПСМ., Т.13., №4., 2016., с. 490 - 496.
2. Кустов А.И. и др. // Вестник ПНИПУ., Материаловедение., Т.19., №1, 2017., с. 78-97

ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫЕ БИОИНЕРТНЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМ Ti–Nb И Ti–Zr ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ

Соснин К.В., Романов Д.А., Степиков М.А., Гаевой М.А., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия, romanov_da@physics.sibsiu.ru*

В настоящее время медицинские имплантаты активно используются для вживления в организм в роли протезов, либо в качестве идентификатора. Исследование физико-химических и морфологических свойств, структуры имплантатов является одной из приоритетных задач физики конденсированного состояния и медицинского материаловедения. Научная новизна научного исследования заключается в том, что предлагаемая к использованию электровзрывная обработка титанового сплава позволит сформировать на его поверхности биоинертные покрытия систем Ti–Nb и Ti–Zr. Это позволит кардинальным образом менять структурно-фазовое состояние титанового имплантата, создавать на его поверхности биоинертные наноструктурные покрытия с низким модулем упругости. В результате выполнения проекта будет разработана научно-инновационная продукция – титановый имплантат, защищённый электровзрывными покрытиями систем Ti–Nb и Ti–Zr. Разработанный имплантат будет иметь свойства, превосходящие используемые в настоящее время аналоги.

Путем выбора режимных параметров: поглощаемой плотности мощности и состава напыляемого покрытия можно добиваться оптимального сочетания структурных составляющих и свойств покрытия. Технология электровзрывного напыления покрытия различных систем успешно используется для упрочнения поверхности электрических контактов, штампов, деталей, работающих в условиях трения и т.д. Однако, в настоящее время в мировой литературе отсутствуют сведения о методах и подходах к формированию биоинертных покрытий систем Ti–Nb и Ti–Zr на медицинских имплантатах методом электровзрывного напыления. Следовательно, предлагаемые в проекте методы и подходы являются оригинальными, а ожидаемые результаты новыми, не имеющими отечественных и мировых аналогов. Рассматриваемый подход получения биоинертных покрытий систем Ti–Nb и Ti–Zr является экологически чистым (все процессы протекают в вакуумной камере установки), новым и будет реализован благодаря использованию перспективной методики электровзрывного напыления, позволяющей формировать композиционные покрытия с различной структурой. Фундаментальная новизна будет обусловлена разработкой комплекса физико-математических моделей различных процессов, протекающих при формировании и эксплуатации покрытий.

Получение биоинертных покрытий систем Ti–Nb и Ti–Zr будет при помощи перспективной методики электровзрывного напыления. Будут выбраны такие режимы электровзрывного напыления, которые позволят получить минимальную степень шероховатости их поверхности, гомогенизацию и наноструктурирование, повысить износостойкость и получить модуль упругости, сопоставимый с костной тканью человека. Наноструктурирование (размер кристаллитов до 100 нм) поверхностного слоя толщиной в десятки микрон будет осуществляться в условиях импульсного переплавления поверхности титановых имплантатов и покрытия с последующим высокоскоростным охлаждением путем отвода тепла в объем интегрально холодного образца – имплантата. Фундаментальная новизна будет обусловлена разработкой комплекса физико-математических моделей различных процессов, протекающих при формировании и эксплуатации покрытий.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00075 мол_а.

ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ

Романов Д.А., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Филяков А.Д., Громов В.Е.

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

Электровзрывным методом на инструментальной штамповой стали X12MФ и 5ХНМ сформирован модифицированный слой. Выполнены физико-механические (определены твердость и модуль Юнга) испытания. Выявлено увеличение микротвердости модифицированного слоя стали 5ХНМ более чем в 2 раза и стали X12MФ в ≈ 4 раза по отношению к стали в исходном состоянии. Показано, что основными физическими причинами повышения механических свойств материала являются: в стали 5ХНМ формирование закалочной структуры, упрочненной частицами карбида железа и карбида титана; в стали X12MФ – наличие частиц второй фазы, вносимых в материал при электровзрывном легировании.

Результаты исследования твердости и модуля Юнга модифицированного слоя стали 5ХНМ и X12MФ приведены на рис. 1. Исследование твердости модифицированного слоя стали осуществляли вдоль прямых, проведенных параллельно поверхности модифицирования и границы раздела «модифицированный слой / зона термического влияния», и расположенных на расстоянии 14 мкм от них. Анализируя результаты, представленные на рис. 1, можно отметить, во-первых, кратное (в 2 и 4 раза) превышение твердости модифицированного слоя над твердостью стали 5ХНМ и X12MФ в исходном состоянии, и, во-вторых, высокий уровень неоднородности модифицированного слоя по твердости, что особенно характерно для слоя, расположенного вблизи поверхности модифицирования (рис. 1, кривые 1 и 3). Данные замечания можно высказать и в отношении величины модуля Юнга. Выполненные испытания стали 5ХНМ и X12MФ, модифицированных электровзрывным методом, выявили повышение микротвердости материала, что обусловлены, очевидно, изменением структуры и фазового состава модифицированного слоя стали.

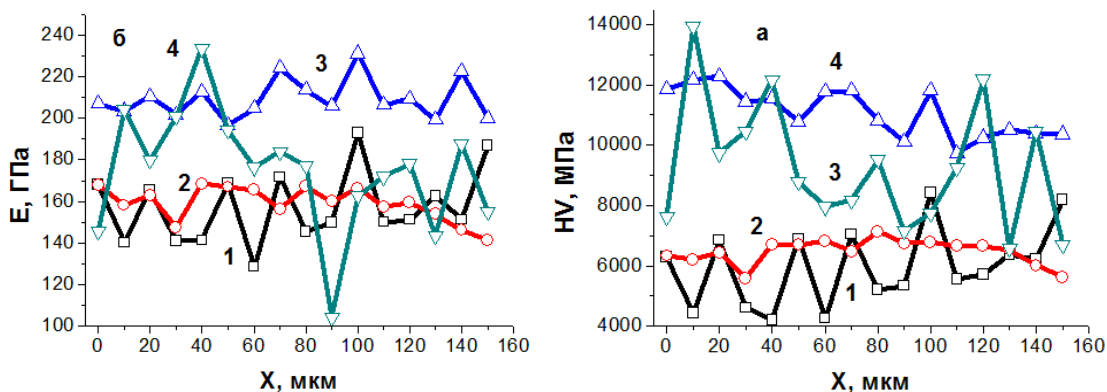


Рис. 1. Изменение твердости (а) и модуля Юнга (б) модифицированного слоя стали 5ХНМ (кривые 1 и 2) и стали X12MФ (кривые 3 и 4) в слое расположенном на расстоянии 14 мкм от поверхности модифицирования (кривые 1 и 3) и 14 мкм от границы с зоной термического влияния (кривые 2 и 4)

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ SnO₂-Ag

Романов Д.А., Пронин С.Ю., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Громов В.Е.

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

Объектом исследований являлись медные контакты контактора КПВ-605, на контактных поверхностях которых электровзрывным методом было сформировано покрытие системы SnO₂-Ag. В качестве взрываемого токопроводящего материала была использована фольга серебра массой 250 мг, на поверхность которой в область взрыва помещалась навеска порошка SnO₂ массой 50 мг. Время воздействия плазмы на поверхность образца ~100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи ~5,5 ГВт/м², давление в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности ~12,5 МПа.

Слой меди, прилегающий к покрытию, имеет фрагментированную структуру, что может свидетельствовать о высоком уровне деформации поверхности образца при формировании покрытия. Формирующееся покрытие имеет нанокристаллическую структуру с размером кристаллитов, изменяющихся в пределах (20–40) нм. В результате выполненных таким образом исследований установлено, что анализируемое покрытие является многоэлементным материалом, основными металлическими элементами которого являются медь, серебро и олово. Следовательно, при электровзрывном формировании покрытия наблюдается перемешивание элементов подложки и покрытия.

В системе Ag-Sn-Cu могут быть сформированы соединения на основе Ag-Sn и Sn-Cu; так же возможно присутствие твердых растворов на основе серебра, олова и меди. Не следует исключать присутствие в покрытии и окисных фаз указанных элементов. Микроэлектроннограмма имеет кольцевое строение, что однозначно свидетельствует о принадлежности покрытия к классу нанокристаллических материалов. Учитывая неравновесные условия превращений, имеющих место при электровзрывном формировании покрытия, и возможное присутствие одновременно нескольких фаз на исследуемом участке фольги, индицирование микроэлектроннограмм осуществляли путем определения фазовой принадлежности по отдельности каждого из пяти ближайших дифракционных колец. Индицирование микроэлектроннограммы выявило рефлексы следующих фаз: SnO₂, Ag₃Sn, Cu₁₀Sn₃, Cu₃Sn, Cu₆Sn₅, Ag₄Sn и CuO. Частицы оксида олова SnO₂ имеют округлую форму; размер частиц изменяются в пределах от 15 нм до 40 нм. Частицы соединений Ag₃Sn, Ag₄Sn и Cu₆Sn₅ являются сравнительно более крупными (20–50 нм) и часто формируют области размерами (80–120) нм. Методами электронной дифракционной микроскопии проведены исследования элементного и фазового состава, дефектной субструктуры и морфологии фаз покрытия, сформированного на поверхности образцов меди электровзрывным методом. Выявлено образование многоэлементного многофазного покрытия, имеющего нанокристаллическую структуру. Путем индицирования микроэлектроннограмм установлено, что основными фазами покрытия являются SnO₂, Ag₃Sn, Cu₁₀Sn₃, Cu₃Sn, Cu₆Sn₅, Ag₄Sn и CuO. Обнаружено, что объем меди, прилегающий к покрытию, имеет фрагментированную структуру, что может свидетельствовать о высоком уровне деформации поверхностного слоя образца при электровзрывном способе формировании покрытия.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_a_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ

Юрьев А.А.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Кондратова О.А.¹,
Коновалов С.В.⁴

¹ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет».
Новокузнецк. Россия

²ФГБУН «Институт сильноточной электроники СО РАН». Томск. Россия

³ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский
Томский политехнический университет». Томск. Россия

⁴ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет
им. С.П. Королева». Самара. Россия.

gromov@physics.sibsiu.ru

Целью настоящей работы являлся анализ методами оптической и послойной просвечивающей электронной дифракционной микроскопии структурно-фазового состояния дифференцированно-закаленных рельсов типа ДТ350 после наработки тоннажа 691,8 млн т брутто.

Установлено, что микроструктура металла представляет собой пластинчатый перлит 2–3 балла шкалы 1 ГОСТ 8233 с разрозненными участками феррита по границам зёрен, количество которого не превышает 5 % и оценивается баллом 1,5 шкалы 7 ГОСТ 8233. По мере удаления от поверхности перлит приобретает более грубое строение. Величина зерна исследуемого металла оценивается 7 номером шкалы 2 ГОСТ 5639-82.

Были выделены следующие структурные составляющие: перлит пластинчатый, зерна феррито-карбидной смеси и зерна структурно свободного феррита. Основным типом структуры исследуемой стали являются зерна пластинчатого перлита, относительное содержание которых в материале 0,7; относительное содержание зерен феррито-карбидной смеси – 0,25; остальное – зерен структурно свободного феррита. Близкое к исходной стали состояние металла рельсов после наработки тоннажа 691,8 млн т брутто в процессе полигонных испытаний выявляется на расстоянии 10 мм от поверхности выкружки. Отличительной особенностью структуры данного слоя металла рельсов является большое количество изгибных экстинкционных контуров. Концентрациями напряжений исследуемой стали являются внутрифазные и межфазные границы раздела (1) зерен феррита и перлита; (2) пластин цементита и феррита колоний перлита; (3) частиц глобулярного цементита и феррита.

Эксплуатация рельсов сопровождается множественными изменениями структуры металла. На макроуровне это проявляется в формировании сетки мелких трещин контактно-усталостного происхождения, выявляемых на поверхности катания головки рельсов после травления. Со стороны выкружки поверхность катания головки более изношена, на боковой грани наблюдается спływ металла. По месту дефектов контактно-усталостного происхождения наблюдаются нарушения сплошности, заполненные продуктами коррозии, проходящие под острым углом к поверхности на глубину до 140 мкм. Расстояние между дефектами составляет 700-1100 мкм.

Исследования показывают, что эксплуатация рельсов сопровождается дроблением пластин цементита с последующим их разрушением. Рефлексы карбидной фазы на микроэлектронограмме, полученной с таких пластин, имеют как в радиальное, так и азимутальное размытие, что может свидетельствовать о высоком уровне дефектности кристаллической решетки цементита, а также изменении параметра кристаллической решетки вследствие ухода атомов углерода.

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА НАПЛАВКИ, МОДИФИЦИРОВАННОЙ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ

Громов В.Е.¹, Кормышев В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.^{2,3}, Кондратова О.А.¹, Коновалов С.В.⁴

¹ФГБОУ ВО «Сибирский государственный индустриальный университет».
Новокузнецк. Россия.

²ФГБУН «Институт сильноточной электроники СО РАН». Томск. Россия.

³ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский Томский государственный университет». Томск. Россия.

⁴ФГАОУ ВО «Самарский национальный исследовательский университет
им. С.П. Королева». Самара. Россия.

gromov@physics.sibsiu.ru

Целью настоящей работы являлся анализ структуры фазового состава и трибологических свойств слоя, сформированного на стали Hardox 450 электроконтактной наплавкой порошковой проволоки системы Fe–C–Cr–Nb–W, модифицированного облучением высокоинтенсивными импульсными электронными пучками. В качестве материала основы использовали низкоуглеродистую сталь марки Hardox 450 (0,19–0,26C; 0,70Si; 1,6Mn; 0,025P; 0,010S; 0,25Cr; 0,25Ni; 0,25Mo, 0,004 V; остальное – Fe, вес.%). Наплавку упрочняющего слоя осуществляли плавящимся металлическим электродом диаметром 1,6мм следующего химического состава (вес. %): 1.3C; 7.0Cr; 8.5Nb; 1.4W; 0.9Mn, 1.1Si, остальное – Fe. Наплавка приводит к формированию высокопрочного поверхностного слоя толщиной около 5 мм.

Модифицирование наплавленного слоя для повышения его трибологических свойств осуществляли, облучая поверхность высокоинтенсивным электронным пучком в режиме плавления и высокоскоростной кристаллизации. Режимы облучения были выбраны исходя из результатов расчета температурного поля, формирующегося в поверхностном слое материала. Установлено, что микротвердость наплавленного слоя на глубине до 8 мм превышает в 1,9 раза микротвердость стали Hardox 450. Основной упрочняющий эффект связан с образованием стабильных карбидов ниобия NbC и Nb₂C и метастабильной фазы Nb₃C₂. Облучение наплавленного слоя высокоинтенсивным импульсным электронным пучком (ЭПО) приводит к формированию модифицированного поверхностного слоя толщиной до 20 мкм, который отличается от основного объема наплавленного материала степенью дисперсности структуры, выявленной при ионном травлении поперечного шлифа. Если в объеме наплавленного слоя, не подвергавшемся облучению электронным пучком, размеры вытравленных элементов структуры достигают 1,5 мкм, то после ЭПО размеры элементов травления (тугоплавкие соединения, обладающие сравнительно низким уровнем травления ионным пучком) изменяются в пределах от 150 до 750 нм. Основным отличием модифицированного интенсивным импульсным электронным пучком поверхностного слоя от немодифицированного объема наплавки, являются морфология и размеры включений второй фазы. В объеме наплавки, не модифицированной электронно-пучковой обработкой, основным морфологическим типом включений являются частицы ограненной формы, расположенные хаотически в объеме зерна. На глубине 5 мм от поверхности модифицированного ЭПО слоя также присутствуют карбиды ниобия ограненной формы. Трибологические испытания выявили увеличение износостойкости наплавленного слоя, модифицированного интенсивным импульсным электронным пучком, более чем в 70 раз по отношению к износостойкости стали.

Именной указатель

Аббасова С.И.	338	Бучнева А.А.	21
Абдугаффарова К.К.	246	Быкова А.Д.	310
Аверкин А.И.	34, 47		
Агазаде М.Е.	338	Ваганов Г.В.	99
Аглетдинов Э.А.	243	Валиев Р.З.	130, 148, 252, 299
Айфантис Э.Х.	246	Варюхин В.Н.	79, 111, 114, 115, 211, 352
Акинин Н.Ф.	232		
Аккузин С.А.	340, 341	Васильев М.Г.	24
Аксенов Д.А.	190	Васильева С.В.	118
Алмаева К.В.	341	Вербицкий В.И.	290
Альшиц В.И.	294	Вереземский В.Г.	240
Анашкина Н.Е.	82	Веремейчик А.И.	331
Андреев В.А.	141, 231	Викторов С.Д.	87
Андронов И.Н.	278	Виноградов А.Ю.	243, 323
Анкудинов А.В.	290	Вичужанин Д.И.	305
Аргунова Т.С.	35, 38	Власова А. М.	250
Аруев Н.Н.	50	Возняковский А.А.	257
Арутюнян А.Р.	96	Возняковский А.П.	257, 287
Арутюнян Р.А.	93	Волков А.В.	282
Астафуров С.В.	293, 327	Волков А.Е.	322, 328
Астафурова Е.Г.	293, 327	Волков Г.А.	298, 337
Атрошенко С.А.	337	Волкова Г.К.	301
Афанасьев М.А.	243	Володько С.С.	176, 179, 182
		Волошин А.Э.	294
Банников М.В.	205	Воронков А.В.	344, 346
Барахтин Б.К.	108	Выбыванец В.И.	19-21, 23
Батаев В.А.	327	Вьюненко Ю.Н.	115, 131, 229, 298, 345
Бахолдин С.И.	24, 31, 64		
Баяндин Ю.В.	105	Гавриш С.В.	18
Безкровная О.Н.	294	Гаевой Е.А.	356, 357
Бейгельзимер Я.Е.	111	Гаевой М.А.	355
Беличко Д.Р.	160	Галактионов Е.В.	41, 44
Белоусов Г.С.	240	Галактионов Е.В.	64
Белоусов Н.Н.	79, 114, 115, 229	Галактионова Н.Е.	41, 44
Беляев С.П.	138-144, 346	Гальченко Н.К.	293, 327
Березнер А.Д.	120, 122, 127	Гангало А.Н.	301
Бескровный А.И.	127	Ганеев А.В.	299
Бетехтин В.И.	3, 6, 7	Гарновский А.Ю.	315
Бобылев С.В.	145	Гасанов М.Ф.	90
Бодров А.С.	339	Гафурова Д.Р.	273
Бокучава Г.Д.	111	Гиляров В.Л.	7, 187, 188, 273, 290
Болдырев К.Н.	30	Гиляров И.В.	7, 188, 290
Ботвина Л.Р.	5	Глазунова В.А.	301
Бочков Н.А.	19, 20	Глезер А.М.	71, 191, 192, 232, 349
Брацихин А.А.	214	Голяндин С.Н.	287
Бровкина Я.Ю.	298	Горбатенко В.В.	321
Брюханова И.И.	160	Гордиенко А.И.	327
Букин Д.О.	311, 313	Горнакова А.С.	288
Булдаков П.Ю.	298	Гребенников С.Ф.	157
Бунин И.Ж.	82	Грешнова Е.Д.	351
Бурлаченко А.Г.	327	Громов В.Е.	281, 315, 349, 350, 355-359
Бурховецкий В.В.	229, 301		
Бутакова К.А.	281	Гувалов А.А.	338
Бутенко П.Н.	7, 290	Гузилова Л.И.	34, 56
Бухаров С.Н.	345		

Гурин В.Н.	61	Кабанова Л.А.	326
Гуткин М.Ю.	38, 72, 73, 76, 151, 154, 161, 252,264	Кабилов Р.Р.	190
Дамаскинская Е.Е.	187, 273	Кадач М.В.	303
Даниленко И.А.	160	Кадомцев А.Г.	6, 286, 290
Данилов В.А.	323	Казанцева Н.В.	307, 308
Данилов В.И.	321	Казарова О.П.	38
Данюк А.В.	243	Казарцева Е.А.	90
Даринская Е.В.	294	Калачев В.А.	279
Демидова Е.С.	141, 142	Калашникова Т.А.	344
Демина М.Ю.	278	Калетин А.Ю.	351
Долганова И.Н.	58,	Калетина Ю.В.	351
Долганова И.Н.	60	Калиенко М.С.	282
Дорогов М.В.	246	Калиненко А.А.	311, 313
Дорошенко М.Е.	16	Кардашев Б.К.	6, 56
Дроботько В.Ф.	352	Карыев Л.Г.	126
Дубянская Е.Н.	58	Карькин И.Н.	312
Дунаев А.А.	286	Карькина Л.Е.	312
Дунаева Е.Э.	30	Касаткин И.В.	143
Дьяконов Д.Л.	71, 192	Касимцев А.В.	176
Евард М.Е.	322	Касимцев А.В.	179, 182
Евстифеев А.Д.	337	Катыба Г.М.	53
Ежов И.В.	308	Квачадзе Н.Г.	157, 173
Елисеев А.А.	344	Кийко В.М.	17, 27, 28, 260, 263
Елоховский В.Ю.	99	Киреева И.В.	342
Ершов А.Е.	29	Киреенко О.Ф.	310
Ефремов Д.В.	306	Кириллов В.А.	342
Желнина А.В.	282	Кириллова Н. А.	343
Желтов М.А.	90	Кирюшина В.В.	185
Жигачева Н.И.	84, 164	Кисельникова Л.П.	317
Жиженков В.В.	157, 173	Клевцов Г.В.	299
Забейайлов М.О.	185	Клевцова Н.А.	299
Загуляев Д.В.	281	Клюева Е.С.	309
Зайцев Д.В.	279	Ключник П.А.	255
Зайцев К.И.	58, 60	Клявин О.В.	50
Закревский В.А.	296	Князев С.А.	290
Занг Ц.	317	Кожушко В.В.	345
Занина А.П.	126	Колдаева М.В.	294
Зараковская К.И.	334	Колесников Е.Г.	22, 23
Захаров В.Ф.	334	Колесникова А.Л.	73, 76, 151
Захаров Г.Н.	293, 327	Колчин А.А.	27, 28
Зеленев В.М.	353	Комиссарова И.А.	350
Зелепугин С.А.	339	Кон В.Г.	35
Иванов А.М.	141, 284	Конаков Я.В.	133
Иванов Ю.Ф.	349, 350, 358, 359	Кондратова О.А.	358, 359
Иванчев С.С.	352	Конева Н.А.	272
Иванькова Е.М.	99	Коновалов Г.В.	164, 281, 349, 350, 358, 359
Ивахненко Н.Н.	79	Константинова Т.Е.	160
Ивлева Л.И.	16, 30	Коржов В.П.	17, 260, 263
Ильичев М.В.	237	Кормышев В.Е.	359
Кабанова А.В.	317	Королев Л.А.	20
		Коростелев А.Б.	234
		Короткицкий А.В.	176
		Короткевич М.С.	226
		Короткевич С.В.	226
		Корсуков В.Е.	7, 188, 290
		Корсукова М.М.	7, 188, 290

Косинов Д.А.	350	Мещеряков Ю.И.	84, 164
Костандов Ю.А.	279	Мигель И.А.	353,
Кочанов А.Н.	87, 279	Микаелян К.Н.	38, 264
Кочегаров С.С.	90	Милейко С.Т.	27, 28
Кочнев А.С.	145	Миронов Р.А.	185
Кравецкий Д.Я.	19-23	Михеев Д.С.	151
Кравченко М.Ю.	73	Мичуров Н.С.	305
Краев М.В.	348	Мишетьян А.Р.	234
Краева В.С.	348	Могучева А.А.	311, 313
Красницкий С.А.	72, 73, 161	Морозов В.А.	329
Круглов С.Ю.	136	Морозов М.В.	303
Крымов В.М.	14, 24, 31, 34, 35, 47, 54, 64, 138	Москвина В.А.	293, 327
Кузнецов А.А.	58	Моторин А.С.	248
Кузнецов А.В.	108	Мохов Е.Н.	38
Кузнецов А.Р.	312	Мулюков Р.Р.	190
Кузьмичева Г.М.	16	Мурадимова Л.Ф.	191
Кузьмичева Г.М.	30	Мурашкин М.Ю.	130, 148, 252
Курлов В.Н.	17, 29, 53, 58-60	Мясникова Л.П.	352
Кусакина Ю.В.	322	Мясоедов А.В.	38
Кустов А.И.	353, 354		
Кустов С.Б.	268	Наймарк О.Б.	105, 205, 217, 267, 306
		Нарыкова М.В.	6
Латынина Т.А.	130, 148, 169	Невский С.А.	315
Латышев К.А.	298	Некрасов А.Н.	263
Ледер М.О.	282	Неов Д.С.	127
Леонтьева-Смирнова М.В.	341	Непочатых Ю.И.	229
Лесота А.В.	139	Нестеренко А.В.	305
Либман М.А.	192	Никаноров С.П.	8, 11
Ливанова Н.О.	237	Николаев В.И.	14, 31, 34, 47, 54, 56, 138, 196, 199, 202, 268, 287
Линдеров М.Л.	299, 323		
Лиопо В.А.	257, 333	Николаенко А.А.	316
Липатникова Я.Д.	186	Никулин С.А.	302
Литовченко И.Ю.	340, 341	Новохатская Н.И.	27
Логинов В.В.	18	Носов В.В.	31, 47, 54, 325
Лоладзе Л.В.	160		
Лукин Е.С.	284	Обидов Б.А.	7, 188, 290
Лыков П.А.	16	Оборин В.А.	105, 306
Люльчак П.С.	328	Овидько И.А.	133
		Овчинников Е.В.	257, 333
Мавлютов А.М.	130, 148, 252	Орехов А.В.	208
Майер Г.Г.	293, 327	Орлова Д.В.	321
Макаров А.В.	304	Орлова Т.С.	130, 148, 252
Макаров С.В.	295	Осинцев К.А.	281
Макарова М.А.	233	Осипов В.Н.	11
Малашенко В.В.	211	Осокин Е.П.	164
Марихин В.А.	352	Остриков О.М.	277, 324
Маркова Г.В.	176, 179, 182, 309	Остропико Е.С.	332
Маркушев М.В.	323		
Махмудов Х.Ф.	136, 325	Павилайнен Г.В.	219
Медведев В.Н.	136	Пантелеев И.А.	273
Мезенева И.А.	214	Панфилов Г.П.	279
Мельников Е.В.	293, 327	Панфилов П.Е.	279, 282, 317
Менушенков А.П.	232	Папилов И.И.	316
Мерсон Д.Л.	243, 323	Пахотин В.А.	296
Мерсон Е.Д.	299	Пацелов А.М.	169
Метлов Л.С.	191, 229, 345		

Перельмутер М.Н.	102	Сенаева Е.И.	304
Пермякова И.Е.	285	Сеничев В.Ю.	233
Петренко Н.Ю.	18	Сенникова Л.Ф.	301
Петров Ю.А.	164	Сергеев И.С.	248
Петров Ю.В.	329	Сибирев А.В.	139, 144
Пигалева И.Н.	299	Ситдииков О.Ш.	323
Пилюгин В.П.	169, 223, 351	Ситников Н.Н.	322
Пинахин И.А.	214	Скиба Н.В.	145, 252
Письменова Н.Е.	352	Слободинюк А.И.	233
Плотников В.А.	295	Смирнов А.И.	327
Плужникова Т.Н.	118, 120, 122, 125	Смирнов А.М.	72, 161
Поздняков А.О.	50, 287	Смирнов И.В.	298
Поклонов В.В.	342	Смотрина Т.В.	157
Полехина Н.А.	341	Сокоиков М.А.	217
Поляков И.В.	99	Солдатов А.В.	34, 47, 54
Поникарова И.В.	140	Соловьев А.Н.	186
Попов А.А.	339	Соловьева Ю.В.	186, 223
Попова Е.Н.	99	Соснин К.В.	355
Посохова И.С.	192	Старенченко В.А.	186, 223
Преснецова В.Ю.	283	Старенченко С.В.	223
Притула И.М.	294	Старостенков М.Д.	280
Прокофьев С.И.	288	Степанчиков П.А.	22, 23
Прокофьева О.В.	111	Степиков М.А.	355-357
Прокуратова Е.И.	84	Столяров В.В.	320
Пронин С.Ю.	357	Стомахин А.Я.	303
Прядко А.И.	196, 199	Стрюков Д.О.	17, 59, 60
Пугачева Н.Б.	304, 305	Сугаров Х.Р.	214
Пульнев С.А.	14, 196, 199, 202	Сударь Н.Т.	296
Пучнина С.В.	18	Сундеев Р.В.	191, 232, 302
Пушенко Е.И.	79	Сурсаева В.Г.	193, 288
Радованова Е.И.	352	Сухов В.Д.	329
Разов А.И.	332	Сычев С.В.	310
Реснина Н.Н.	138-144, 139, 346	Терехов С.А.	352
Решетняк А.А.	67	Тимашов Р.Б.	34
Ржавцев Е.А.	154	Тимшин И.А.	192
Рогачев С.О.	302, 303	Тихомиров А.А.	298
Рогов Д.А.	185	Ткаченко В.М.	301
Романов А.Е.	73, 76, 151	Толкачев О.С.	350
Романов Д.А.	355-357	Толмачев Т.П.	169
Ромашин С. Н.	283	Томчук А.А.	191, 192
Рубаник В.В.	139, 143	Тришкина Л.И.	272
Рубаник В.В. мл.	139, 143	Тропп Э.А.	41, 44, 64
Румянцев Б.В.	166	Трушина Е.Б.	304
Румянцев С.А.	308	Тузов Ю.В.	316
Рыжов В.А.	173	Турчин В.Н.	21
Рязанцева М.В.	82	Тюменцев А.Н.	340,341
Савельев В.Н.	136	Тюфтяев А.С.	237
Савельев Д.В.	136	Убийвовк Е.В.	143
Савельева А.Ю.	138	Уваров С.В.	205, 306
Савенков Г.Г.	108	Улановский А.А.	22
Савченко Е.С.	192	Умнова Н.В.	232
Самойленко З.А.	79	Фадин Ю.А.	287, 310
Сапожников К.В.	268	Фаизов И.А.	190
Сарычев В.Д.	315	Фаизова С.Н.	190
Семенова И.П.	299		

Федоров В.А.	118, 120, 122, 125-127	Шокуров В.С.	316
Федоровский Г.Д.	171	Шоркин В. С.	283
Федосеев Р.А.	23	Шпейзман В.В.	50
Федотов Д.Ю.	118, 120, 125	Шуйцев А.В.	179
Филиппов В.Г.	234, 237, 240	Шуйцев А.В.	182
Филяков А.Д.	356	Шульпина И.Л.	31
Фортуна А.С.	293, 327	Шурыгина Н.А.	71, 192
Фроленкова Л. Ю.	283	Щербаков И.П.	286
Фролов Д.И.	187, 273	Щетинин И.В.	71, 192
Хаткевич В.М.	302, 303	Эйсымонт Е.И.	333
Хвостунков К.А.	260	Юдин В.Е.	99
Хизбуллин Ф.Ф.	190	Юдин С.Н.	176, 182
Хлопков Е.А.	298, 345	Юдина Е.Э.	182
Хотченков А.С.	325	Юрьев А.А.	349, 358
Ценева С.Н.	190	Юсупов Д.И.	237
Цецхладзе Д.Л.	19	Ягмуров М.А.	214
Чеврычкина А.А.	337	Яговкина М.А.	352
Чевская О.Н.	234	Яковлев А.В.	118, 120, 122, 125
Чекан Н.М.	333	Якушина С. И.	283
Черетаева А.О.	71	Якушкин П.Ю.	185
Черкасова Т.В.	272	Янов Д.В.	339
Черниговский В.А.	214	Япарова Е.Н.	346
Чернов В.М.	271, 341	Ясников И.С.	243, 246
Чернов Ю.М.	50	Яшин А.В.	280
Черномырдин Н.В.	53	Яшин О.В.	280
Чернышев Е.Г.	169	_____	
Чернышова О.В.	232	Glezer A.	336
Чернявская Н.В.	229	Gromov V.	336, 347
Черняева Е.В.	115, 231	Ivanov Yur.	336
Чикиряка А. В.	196, 199, 202	Klopotov A.	336
Чмель А.Е.	286	Kondratova O.	336, 347
Чудинов В.В.	217	Kononov S.	336
Чуйко Е.А.	268	Kosinov D.	347
Чумляков Ю.И.	342	Kuznetsov V.	347
Шабалов И.П.	234	Kuznetsova E.	347
Шалимова А.В.	232	Mishin V.M.	270
Шарипов И.З.	275	Qin R.	347
Шахлевич О.Ф.	27	Rogachev S.O.	189
Шейнерман А.Г.	133	Semin A.	347
Шеляков А.В.	142, 143, 322	Shchitov D.V.	270
Шикунов С.Л.	29	Tang G.	347
Шикунова И.А.	58, 60	Zemlyakova N.V.	189
Шлыкова А.А.	118, 120		
Шокуров А.В.	316		

Содержание

	Стр.
Бетехтин В.И. XXIII ПЕТЕРБУРГСКИЕ ЧТЕНИЯ ПО ПРОБЛЕМАМ ПРОЧНОСТИ	3
Ботвина Л.Р. ПРОБЛЕМА РАЗРУШЕНИЯ И ВКЛАД ФТИ ИМ. А.Ф. ИОФФЕ В ЕЕ РЕ- ШЕНИЕ	5
Бетехтин В.И., Кардашев Б.К., Нарыкова М.В., Кадомцев А.Г. УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Cu-0.2 WT% Zr, ПОЛУ- ЧЕННОГО РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ.	6
Корсуков В.Е., Бетехтин В.И., Бутенко П.Н., Гиляров В.Л., Корсукова М.М., Гиляров И.В., Обидов Б.А. ИЗМЕНЕНИЕ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	7
Никаноров С.П. ПЛАСТИЧНОСТЬ. ПРОЧНОСТЬ И ФОРМООБРАЗОВАНИЕ КРИСТАЛЛИ- ЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПО А.В. СТЕПАНОВУ	8
Осипов В.Н., Никаноров С.П. ВЛИЯНИЕ КИНЕТИКИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ НА ПЛАСТИЧ- НОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ НАПРАВЛЕННО-ЗАКРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ ЭВ- ТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ	11
Николаев В.И., Крымов В.М., Пульнев С.А. РАЗВИТИЕ СПОСОБА СТЕПАНОВА, ПРОФИЛИРОВАННЫЕ МОНОКРИ- СТАЛЛЫ СЕГОДНЯ: ТЕХНОЛОГИЯ, СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЯ.	14
Ивлева Л.И., Лыков П.А., Кузьмичева Г.М., Дорошенко М.Е. ПОЛУЧЕНИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ SBN:61:Tm ³⁺ и SBN:61:Tm ³⁺ /Ho ³⁺ МОДИФИЦИРОВАННЫМ СПОСОБОМ СТЕПАНОВА	16
Кийко В.М., Стрюков Д.О., Коржов В.П., Курлов В.Н. ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВОЛОКОН САПФИРА, ПОЛУ- ЧЕННЫХ МЕТОДОМ СТЕПАНОВА	17
Гавриш С.В., Логинов В.В., Петренко Н.Ю., Пучнина С.В. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ САПФИРОВЫХ ТРУБ, ВЫРАЩЕННЫХ ПО МЕТОДУ А.В. СТЕПАНОВА, В КАЧЕСТВЕ ОБОЛОЧЕК ГАЗОРАЗРЯДНЫХ ЛАМП	18
Бочков Н.А., Выбыванец В.И., Кравецкий Д.Я., Цецхладзе Д.Л. ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТИ ИЗОЛЯТОРОВ, ИЗГОТОВЛЕННЫХ ИЗ ЛЕЙКОСАПФИРОВЫХ ТРУБОК, ОТ УСЛОВИЙ РОСТА	19
Выбыванец В.И., Бочков Н.А., Кравецкий Д.Я., Королев Л.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОПРОЧНОСТИ ИЗОЛЯТОРОВ ИЗ ЛЕЙКОСАП- ФИРА, ПОЛУЧЕННЫХ СПОСОБОМ СТЕПАНОВА, В ЗАВИСИМОСТИ ОТ УСЛОВИЙ ВЫРАЩИВАНИЯ	20
Бучнева А.А., Выбыванец В.И., Кравецкий Д.Я., Турчин В.Н. ВЛИЯНИЕ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ЛЕЙКОСАПФИРА УСЛОВИЙ ВЫРАЩИВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ ПО СПОСОБУ СТЕПАНОВА	21
Колесников Е.Г., Кравецкий Д.Я., Степанчиков П.А., Улановский А.А. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛОВ В ТЕРМОМЕТ- РИИ	22
Выбыванец В.И., Колесников Е.Г., Кравецкий Д.Я., Степанчиков П.А., Федо- сеев Р.А. ОРГАНИЗАЦИЯ ПРОМЫШЛЕННОГО ПРОИЗВОДСТВА ТРУБОК ИЗ ЛЕЙКОСАПФИРА	23

Васильев М.Г., Бахолдин С.И., Крымов В.М. МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТОВ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ФРОНТА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ КРИСТАЛЛОВ САПФИРА СПОСОБОМ СТЕПАНОВА	24
Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т., Новохатская Н.И., Шахлевич О.Ф. КОМПОЗИТНЫЕ ПЛАСТИНЫ НА ОСНОВЕ ОКСИДОВ АЛЮМИНИЯ И КАЛЬЦИЯ	27
Милейко С.Т., Кийко В.М., Колчин А.А. ОКСИДНЫЕ ВОЛОКНА ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ С ХРУПКОЙ МАТРИЦЕЙ	28
Шикунов С.Л., Ершов А.Е., Курлов В.Н. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ ДЛЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ ПРИМЕНЕНИЙ	29
Дунаева Е.Э., Ивлева Л.И., Кузьмичева Г.М., Болдырев К.Н. ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРУ И СПЕКТРАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КРИСТАЛЛОВ VGO	30
Крымов В.М., Носов Ю.Г., Бахолдин С.И., Шульпина И.Л., Николаев В.И. ВЛИЯНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ОРИЕНТАЦИИ И УСЛОВИЙ РОСТА НА ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В ПРОФИЛИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ САПФИРА	31
Аверкин А.И., Гузилова Л.И., Тимашов Р.Б., Солдатов А.В., Крымов В.М., Николаев В.И. ГЕНЕРАЦИЯ РЕАКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ NiFeGaCo С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	34
Аргунова Т.С., Кон В.Г., Крымов В.М. ПРЕИМУЩЕСТВА МЕТОДА РЕНТГЕНОВСКОГО ФАЗОВОГО КОНТРАСТА ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ПРОФИЛИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛОВ САПФИРА	35
Аргунова Т.С., Гуткин М.Ю., Казарова О.П., Микаелян К.Н., Мохов Е.Н., Мясоєдов А.В. ПРОЧНОСТЬ И ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЕВ AlN/SiC, ВЫРАЩЕННЫХ С ИСПАРЕНИЕМ ПОДЛОЖКИ SiC	38
Галактионов Е.В., Галактионова Н.Е., Тропп Э.А. ВАРИАЦИОННАЯ ПОСТАНОВКА И ПОСТРОЕНИЕ ПРИБЛИЖЕННЫХ РЕШЕНИЙ ЗАДАЧИ О ФОРМЕ КАПЛИ РАСПЛАВА, ВЫХОДЯЩЕЙ ИЗ ФОРМООБРАЗОВАТЕЛЯ	41
Галактионов Е.В., Галактионова Н.Е., Тропп Э.А. АСИМПТОТИКА ФОРМЫ ВЕРТИКАЛЬНОГО ЖИДКОГО МОСТА МЕЖДУ ПЛОСКОСТЯМИ И ПРОФИЛЬНЫЕ КРИВЫЕ МЕНИСКОВ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ МОНОКРИСТАЛЛОВ, ВЫРАЩИВАЕМЫХ СПОСОБОМ СТЕПАНОВА	44
Носов Ю.Г., Солдатов А.В., Крымов В.М., Аверкин А.И., Николаев В.И. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ КРИСТАЛЛОВ СПЛАВА Ni-Fe-Ga-Co ВЫРАЩЕННЫХ ПО СПОСОБУ СТЕПАНОВА НА РАЗНЫХ ЭТАПАХ НАГРУЖЕНИЯ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПАМЯТИ ФОРМЫ	47
Клявин О.В., Аруев Н.Н., Поздняков А.О., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В. ВЛИЯНИЕ ТИПА ГАЗОВОЙ СРЕДЫ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ГЦК И ОЦК МЕТАЛЛОВ	50
Катыба Г.М., Черномырдин Н.В., Курлов В.Н. МИКРОСТРУКТУРИРОВАННЫЙ ТЕРАГЕРЦОВЫЙ ВОЛНОВОД ИЗ ПРО-	53

ФИЛИРОВАННОГО КРИСТАЛЛА САПФИРА ДЛЯ ДИСТАНЦИОННОГО ЗОНДИРОВАНИЯ, ВНУТРИВОЛНОВОДНОЙ СПЕКТРОСКОПИИ И ИНТЕРФЕРОМЕТРИИ.	
Солдатов А.В., Крымов В.М., Носов Ю.Г., Николаев В.И. АНИЗОТРОПИЯ ДЕФОРМАЦИИ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni-Fe-Ga-Co	54
Гузилова Л.И., Кардашев Б.К., Николаев В.И. ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ УПРУГИХ И НЕУПРУГИХ СВОЙСТВ ОБЪЁМНЫХ КРИСТАЛЛОВ НИТРИДА ГАЛЛИЯ	56
Шикунова И.А., Долганова И.Н., Дубянская Е.Н., Кузнецов А.А., Зайцев К.И., Курлов В.Н. САПФИРОВЫЕ АППЛИКАТОРЫ ДЛЯ КОМБИНИРОВАННОГО КРИО- И ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ С ВОЗМОЖНОСТЬЮ ОПТИЧЕСКОЙ ДИАГНОСТИКИ БИОТКАНИ	58
Курлов В.Н., Стрюков Д.О. ВЫРАЩИВАНИЕ ПРОФИЛИРОВАННЫХ ОКСИДНЫХ ЭВТЕКТИК МЕТОДОМ СТЕПАНОВА	59
Курлов В.Н., Шикунова И.А., Стрюков Д.О., Долганова И.Н., Зайцев К.И. САПФИРОВЫЙ МНОГОКАНАЛЬНЫЙ ЗОНД ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ И УДАЛЕНИЯ ГЛИОМ ГОЛОВНОГО МОЗГА	60
Гурин В. ОБРАЗОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ПОЛИ- И МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ОКСИДЕ АЛЮМИНИЯ	61
Бахолдин С.И., Галактионов Е.В. Крымов В.М. Тропп Э.А. ТЕРМОУПРУГИЕ НАПРЯЖЕНИЯ, ВОЗНИКАЮЩИЕ ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ РАЗЛИЧНОЙ ФОРМЫ	64
Решетняк А.А. КВАНТОВАННО-СТАТИСТИЧЕСКИЙ ПОДХОД К НАПРЯЖЕНИЮ ТЕЧЕНИЯ И ОБОБЩЕННЫЙ ЗАКОН ХОЛЛА-ПЕТЧА ДЛЯ ДЕФОРМИРУЕМЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	67
Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Щетинин И.В. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА	71
Смирнов А.М., Красницкий С.А., Гуткин М.Ю. ЗАРОЖДЕНИЕ ПРЯМОУГОЛЬНЫХ СКОЛЬЗЯЩИХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕТЕЛЬ В КОМПОЗИТНЫХ НАНОПРОВОЛОКАХ С ЯДРОМ В ВИДЕ ДЛИННОГО ПАРАЛЛЕЛЕПИПЕДА	72
Кравченко М.Ю., Красницкий С.А., Гуткин М.Ю., Колесникова А.Л., Романов А.Е. КРУГОВЫЕ ПРИЗМАТИЧЕСКИЕ ПЕТЛИ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОЧАСТИЦАХ ТИПА "ЯДРО-ОБОЛОЧКА"	73
Колесникова А.Л., Гуткин М.Ю., Романов А.Е. УПРУГИЕ МОДЕЛИ ДЕФЕКТОВ В 3D И 2D КРИСТАЛЛАХ	76
Самойленко З.А., Ивахненко Н.Н., Пушенко Е.И., Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н. РАЗНОМАСШТАБНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В КОМПОЗИТЕ Cu-NbTi ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	79
Анашкина Н.Е., Бунин И.Ж., Рязанцева М.В. ВЛИЯНИЕ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ ВЫСОКОГО НАПРЯЖЕ-	82

НИЯ НА СТРУКТУРУ И МИКРОТВЕРДОСТЬ МИНЕРАЛОВ КИМБЕРЛИТОВ	
Мещеряков Ю.И., Прокуратова Е.И., Жигачева Н.И. ФОРМИРОВАНИЕ МЕЗОСТРУКТУРЫ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ	84
Викторов С.Д., Кочанов А.Н. АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ ГОРНЫХ ПОРОД И ЕЕ ЭВОЛЮЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	87
Гасанов М.Ф., Кочегаров С.С., Казарцева Е.А., Желтов М.А. ВЛИЯНИЕ ЛОКАЛЬНОЙ ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, НЕУСТОЙЧИВОСТЬ И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	90
Арутюнян Р.А. ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ КОНЦЕПЦИИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ КАЧАНОВА–РАБОТНОВА	93
Арутюнян А.Р. ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ НА СТАТИЧЕСКУЮ И ЦИКЛИЧЕСКУЮ ПРОЧНОСТЬ ПОЛИУРЕТАНА	96
Поляков И.В., Ваганов Г.В., Иванькова Е.М., Попова Е.Н., Елоховский В.Ю., Юдин В.Е. ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОСТОЙКИХ ВОЛОКОН НА ОСНОВЕ ПОЛИИМИДНЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОВОЛОКНАМИ	99
Перельмутер М.Н. МОДЕЛИРОВАНИЕ САМОВОССТАНОВЛЕНИЯ ТРЕЩИН	102
Оборин В.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА АМГ6 ПРИ КОМБИНИРОВАННОМ ДИНАМИЧЕСКОМ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ГИГАЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ	105
Савенков Г.Г., Кузнецов А.В., Барахтин Б.К. СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ И ИНТЕНСИВНАЯ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ. ОБЩНОСТЬ И РАЗЛИЧИЕ	108
Варюхин В.Н., Прокофьева О.В., Бейгельзимер Я.Е., Бокучава Г.Д. ВИНТОВАЯ ЭКСТРУЗИЯ, КАК МЕТОД ФОРМИРОВАНИЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ НА БАЗЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР	111
Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ ЭКОНОМНО-ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	114
Белоусов Н.Н., Варюхин В.Н., Вьюненко Ю.Н., Черняева Е.В. ОСОБЕННОСТИ НАРУШЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПРИ МПД В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА	115
Шлыкова А.А., Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Васильева С.В., Федоров В.А.. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНЫХ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВАХ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МИЛЛИ- И НАНОСЕКУНДНЫХ ЛАЗЕРНЫХ ИМПУЛЬСОВ	118
Яковлев А.В., Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Березнер А.Д., Шлыкова А.А., Федоров В.А.	120

ВЛИЯНИЕ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА МАГНИТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА	
Плужникова Т.Н., Березнер А.Д., Федоров В.А., Яковлев А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ УСТАЛОСТИ	122
Федотов Д.Ю., Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Яковлев А.В. УСТАЛОСТНОЕ РАЗРУШЕНИЕ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ДЕЙСТВИЯ АГРЕССИВНЫХ СРЕД	125
Карыев Л.Г., Федоров В.А., Занина А.П. ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА НА ПРОЦЕССЫ ЭЛЕКТРОЛИЗА В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ	126
Березнер А.Д., Федоров В.А., Бескровный А.И., Неов Д.С. НОВЫЙ МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ПЛЕНОК SiO _x ХИМИЧЕСКИМ ТРАВЛЕНИЕМ ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	127
Латынина Т.А., Мавлютов А.М., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З., Орлова Т.С. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ОТЖИГОВ НА МИКРОСТРУКТУРУ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Al–Zr	130
Конаков Я.В., Овидько И.А., Шейнерман А.Г. КОЛЛЕКТИВНАЯ МИГРАЦИЯ МАЛОУГЛОВЫХ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ УСТАЛОСТНОЙ НАГРУЗКИ	133
Махмудов Х.Ф., Савельев В.Н., Савельев Д.В., Медведев В.Н., Круглов С.Ю. ПРОВЕДЕНИЕ НАТУРНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ АКУСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ГОРНОГО МАССИВА И БЕТОННОЙ ОБДЕЛКИ В ПОДЗЕМНЫХ СООРУЖЕНИЯХ ФГУП «ГОРНО-ХИМИЧЕСКОГО КОМБИНАТА» — ПРЕДПРИЯТИЕ ГОСКОРПОРАЦИИ «РОСАТОМ»	136
Савельева А.Ю., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Николаев В.И., Крымов В.М. ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ [011] СПЛАВА NiFeGa	138
Реснина Н.Н., Беляев С.П., Сибирев А.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Лесота А.В. ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ TiNi	139
Поникарова И.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н. ДЕГРАДАЦИЯ ЭФФЕКТА ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ TiNi	140
Иванов А.М., Демидова Е.С., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Андреев В.А. ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СПЛАВЕ TiNi	141
Демидова Е.С., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Шеляков А.В. ИЗМЕНЕНИЕ ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКОМ ПЕРЕХОДЕ В СПЛАВЕ TiHfNiCu	142
Беляев С.П., Рубаник В.В., Реснина Н.Н., Рубаник В.В. мл., Касаткин И.В., Убыйвовк Е.В., Шеляков А.В. ВЛИЯНИЕ НИЗКОЧАСТОТНЫХ И УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	143
Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н. ВОЗВРАТ СВОЙСТВ В ТЕРМОЦИКЛИРОВАННОМ СПЛАВЕ TiNi ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ВЫДЕРЖКАХ	144
Бобылев С.В., Кочнев А.С., Скиба Н.В.	145

ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ВЛИЯНИЯ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И МЕЖЗЕРЕННОГО ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ НА ВЯЗКОСТЬ РАЗРУШЕНИЯ НАНОМАТЕРИАЛОВ С ВКЛЮЧЕНИЯМИ	
Мавлютов А.М., Латынина Т.А., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З., Орлова Т.С. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МИКРОСТРУКТУРУ, ПРОЧНОСТЬ И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТЬ СПЛАВА Al-0.4Zr, ПОДВЕРГНУТОГО СТАРЕНИЮ	148
Колесникова А.Л., Михеев Д.С., Гуткин М.Ю., Романов А.Е. НАПРЯЖЕНИЯ НЕСООТВЕТСТВИЯ И МЕХАНИЗМЫ ЕГО РЕЛАКСАЦИИ В НЕОДНОРОДНОЙ СФЕРИЧЕСКОЙ НАНОЧАСТИЦЕ С ЯДРОМ В ФОРМЕ УСЕЧЕННОГО ШАРА	151
Гуткин М.Ю., Ржавцев Е.А. КОЛЛЕКТИВНАЯ ДИНАМИКА ДИСЛОКАЦИЙ ВБЛИЗИ КЛИНОВЫХ ДИСКЛИНАЦИЙ И ПОР ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	154
Жиженьков В.В., Квачадзе Н.Г., Гребенников С.Ф., Смотрина Т.В. ОБРАЗОВАНИЕ СТРУКТУР ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИПА В ПОЛИПАРААМИДАХ ПРИ ТЕРМИЧЕСКИХ И МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	157
Константинова Т.Е., Даниленко И.А., Брюханова И.И., Лоладзе Л.В., Беличко Д.Р. НОВЫЕ ПРИНЦИПЫ СОЗДАНИЯ НАНОКОМПОЗИТОВ	160
Красницкий С.А., Смирнов А.М., Гуткин М.Ю. НАПРЯЖЕНИЯ НЕСООТВЕТСТВИЯ В НАНОПРОВОЛОКЕ С ВКЛЮЧЕНИЕМ В ВИДЕ ДЛИННОЙ ШЕСТИУГОЛЬНОЙ ПРИЗМЫ	161
Коновалов Г.В., Петров Ю.А., Мещеряков Ю.И., Жигачева Н.И., Осокин Е.П. СТРУКТУРНАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ МАТЕРИАЛОВ И ВЫСОКОСКОРОСТНОЕ ПРОНИКАНИЕ УДАРНИКОВ	164
Румянцев Б.В. ПРОГНОЗ ПОГЛОЩЕНИЯ КУМУЛЯТИВНОЙ СТРУИ В ХРУПКИХ МАТЕРИАЛАХ	166
Толмачев Т.П., Пилюгин В.П., Пацелов А.М., Чернышев Е.Г., Латыпова Э.А. БАРИЧЕСКАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СОПРОТИВЛЕНИЯ СДВИГУ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НЕКОТОРЫХ ГЦК-МЕТАЛЛОВ	169
Федоровский Г.Д. ОБ ЭНДОХРОННЫХ МОДИФИКАЦИЯХ ТЕОРИЙ НЕЛИНЕЙНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ РАБОТНОВА И МОСКВИТИНА	171
Рыжов В.А., Жиженьков В.В., Квачадзе Н.Г. ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛЬНОЙ ДИНАМИКИ И ОРИЕНТАЦИОННОГО СОСТОЯНИЯ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ	173
Володько С.С., Касимцев А.В., Юдин С.Н., Коротыцкий А.В., Маркова Г.В. 2Н-ФАЗА В ПОРОШКОВОМ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВОМ НИКЕЛЬ ОБЕДНЕННОМ СПЛАВЕ $Ti_{28,4}Ni_{49,9}Hf_{21,7}$ С ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫМ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	176
Маркова Г.В., Шуйцев А.В., Касимцев А.В., Володько С.С. ВЛИЯНИЕ ПРОДОЛЬНО-ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОРОШКОВОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДА TiNi	179
Юдин С.Н., Юдина Е.Э., Касимцев А.В., Шуйцев А.В., Маркова Г.В., Володько С.С. СВОЙСТВА СПЕЧЁННЫХ ГИДРИДНО-КАЛЬЦИЕВЫХ СПЛАВОВ TiNbTa И TiNbZr	182

Якушкин П.Ю., Миронов Р.А., Рогов Д.А., Кирюшина В.В., Забежайлов М.О. ТЕРМОСТОЙКОСТЬ РЕАКЦИОННО-СВЯЗАННОГО НИТРИДА КРЕМНИЯ	185
Липатникова Я.Д., Соловьев А.Н., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА МЕТАЛЛ-ИНТЕРМЕТАЛЛИД	186
Гиляров В.Л., Дамаскинская Е.Е., Фролов Д.И. ВЫЯВЛЕНИЕ ФРАКТАЛЬНОЙ САМООРГАНИЗАЦИИ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ МЕТОДОМ СТАТИСТИЧЕСКОГО АНАЛИЗА ПАУЗ МЕЖДУ АКУСТИЧЕСКИМИ СИГНАЛАМИ В ПОТОКЕ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ	187
Корсуков В.Е., Гиляров В.Л., Корсукова М.М., Гиляров И.В., Обидов Б.А ИЗМЕНЕНИЕ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ТОНКИХ ФОЛЬГ ПЛАТИНЫ ПРИ ИХ МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	188
Rogachev S.O., Zemlyakova N.V. STRUCTURAL TRANSFORMATIONS IN COPPER DURING SEVERE PLASTIC DEFORMATION	189
Фаизова С.Н., Аксенов Д.А., Мулюков Р.Р., Фаизов И.А., Ценева С.Н., Кабиров Р.Р., Хизбуллин Ф.Ф. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ЧАСТИЦ ВТОРЫХ ФАЗ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Cr–Zr В УСЛОВИЯХ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	190
Глезер А.М., Сундеев Р.В., Метлов Л.С., Томчук А.А., Мурадимова Л.Ф. МЕГАПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ: ДВА ОСНОВНЫХ ПРИНЦИПА И СЕМЬ ОТЛИЧИТЕЛЬНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ.	191
Глезер А.М., Тимшин И.А., Щетинин И.В., Савченко Е.С., Дьяконов Д.Л., Томчук А.А., Либман М.А. НЕОБЫЧНЫЕ ЯВЛЕНИЯ, СОПРОВОЖДАЮЩИЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ УПОРЯДОЧЕННОГО ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА Fe–24 ат.%Al	192
Глезер А.М., Посохова И.С., Шурыгина Н.А. ВЛИЯНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА FINEMET (Fe _{78.5} Si _{13.5} B ₉ Nb ₃ Cu ₁)	192
Сурсаева В.Г. ВЛИЯНИЕ ФАСЕТИРОВАНИЯ НА ДВИЖЕНИЕ ГРАНИЦЫ НАКЛОНА [1120] В Zn	193
Пульнев С.А., Прядко А.И., Чикиряка А.В., Николаев В.И. ПРИНЦИПЫ ПОСТРОЕНИЯ И ОСНОВНЫЕ ТЕХНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЛИНЕЙНЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ НА ОСНОВЕ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ	196
Пульнев С.А., Прядко А.И., Чикиряка А.В., Николаев В.И. ВРАЩАТЕЛЬНЫЕ ПРИВОДЫ НА ОСНОВЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Cu–Al–Ni С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	199
Пульнев С.А., Чикиряка А.В., Николаев В.И. ПЛАСТИЧНОСТЬ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В ПРОФИЛИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ Cu–Al–Ni ПРИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИИ ПОД НАГРУЗКОЙ	202
Банников М.В., Уваров С.В., Наймарк О.Б. ИЗМЕНЕНИЕ УПРУГИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ В ПРОЦЕССЕ ГИГАЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	205
Орехов А.В. ДВА КРИТЕРИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРУЕМОГО СОСТОЯНИЯ ТВЕРДОГО ТЕЛА	208
Варюхин В.Н., Малашенко В.В.	211

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА КРИСТАЛЛОВ	
Пинахин И.А., Черниговский В.А., Брачихин А.А., Ягмуров М.А., Сугаров Х.Р., Мезенева И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ ВК6, ВК8 И Т5К10, ПРОШЕДШИХ ОБЪЕМНОЕ ИМПУЛЬСНОЕ ЛАЗЕРНОЕ УПРОЧНЕНИЕ	214
Соковиков М.А., Чудинов В.В., Наймарк О.Б. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ И МИКРОСТРУКТУРНЫХ АСПЕКТОВ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ЛОКАЛИЗОВАННЫМ СДВИГОМ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	217
Павилайнен Г.В. ИЗГИБ РАЗНОПРОЧНЫХ БАЛОК И ПЛАСТИН ЗА ПРЕДЕЛАМИ УПРУГОСТИ	219
Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Пилюгин В.П., Старенченко С.В. ПОЛЗУЧЕСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L12 В РАЗЛИЧНЫХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ	223
Короткевич С.В., Короткевич М.С. ЭВОЛЮЦИЯ ПОВЕРХНОСТИ МЕТАЛЛОВ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	226
Непочатых Ю.И., Вьюненко Ю.Н., Белоусов Н.Н., Бурховецкий В.В., Метлов Л.С., Чернявская Н.В. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ: Ni ₅₅ Fe ₁₈ Ga ₂₇ И Ni ₄₉ Fe ₁₈ Ga ₂₇ Co ₆	229
Андреев В.А., Вьюненко Ю.Н., Черняева Е.В. ОСОБЕННОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В КОВАНОМ НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	231
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Менушенков А.П., Чернышова О.В., Умнова Н.В., Акинин Н.Ф. ВЛИЯНИЕ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА ПРИ РАЗНЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ НА СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА	232
Сеничев В.Ю., Макарова М.А., Слободинюк А.И. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ СШИТЫХ ЭЛАСТОМЕРОВ РАЗЛИЧНОЙ ФАЗОВОЙ СТРУКТУРЫ	233
Мишетьян А.Р., Шабалов И.П., Коростелев А.Б., Филиппов В.Г., Чевская О.Н. ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРОЧНОСТЬ И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗРУШЕНИЮ СТАЛИ.	234
Ильичев М.В., Ливанова Н.О., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А., Юсупов Д.И. ВОЗДЕЙСТВИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ НА МЕТАЛЛ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИ И ПРОЧНОСТЬ СТАЛИ	237
Белоусов Г.С., Веземский В.Г., Филиппов Г.А. ОСОБЕННОСТИ ВИДА КРИВОЙ УСТАЛОСТИ МЕТАЛЛА ОТ РАЗРУШАЮЩИХ ПОВРЕЖДЕНИЙ И ВЕРОЯТНОСТНЫЕ ОЦЕНКИ ДОЛГОВЕЧНОСТИ	240
Данюк А.В., Мерсон Д.Л., Ясников И.С., Аглетдинов Э.А., Афанасьев М.А., Виноградов А.Ю. АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ РАСТЯЖЕНИИ ЧИСТЫХ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-РЕШЕТКОЙ	243
Ясников И.С., Абдугаффарова К.К., Дорогов М.В., Айфантис Э.Х.	246

ВОЗНИКНОВЕНИЕ НЕСПЛОШНОСТЕЙ ПАРАЛЛЕЛЬНО ДВОЙНИКОВЫМ ГРАНИЦАМ В МИКРОКРИСТАЛЛАХ СЕРЕБРА ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ	
Сергеев И.С., Моторин А.С. МОДЕЛИРОВАНИЕ КВАЗИСТАТИЧЕСКОГО РАСТЯЖЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА В СРЕДЕ MSC NASTRAN-PATRAN	248
Власова А. М. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МАГНИЯ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	250
Орлова Т.С., Скиба Н.В., Мавлютов А.М., Мурашкин М.Ю., Валиев Р.З., Гуткин М.Ю. УПРОЧНЕНИЕ ОТЖИГОМ И РЕАЛИЗАЦИЯ ВЫСОКОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ УМЗ АЛЮМИНИЯ: ЭКСПЕРИМЕНТ И ТЕОРИЯ	252
Ключник П.А. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ВЕРХНЕГО ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ В КОНТЕКСТЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДИСЛОКАЦИЙ С ПРИМЕСНОЙ ПОДСИСТЕМОЙ	255
Овчинников Е.В., Лиопо В.А., Возняковский А.П., Возняковский А.А. ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИОЛЕФИНОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ НАНОРАЗМЕРНЫМИ УГЛЕРОДНЫМИ ЧАСТИЦАМИ	257
Коржов В.П., Кийко В.М., Хвостунков К.А. РАЗРАБОТКА ЖАРОПРОЧНОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ СОЕДИНЕНИЙ МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА ДЛЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ	260
Коржов В.П., Кийко В.М., Некрасов А.Н. НЕКОТОРЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОСТИ И МИКРОСТРУКТУРА СЛОИСТОГО Nb/Al-КОМПОЗИТА С КРЕМНИЕМ И УГЛЕРОДОМ	263
Микаелян К.Н., Гуткин М.Ю. РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ В НАНОСЛОЕ, СОДЕРЖАЩЕМ СТЕРЖНЕОБРАЗНОЕ ВКЛЮЧЕНИЕ ПРЯМОУГОЛЬНОГО СЕЧЕНИЯ, ЗА СЧЕТ ИСПУСКАНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ РЕБРОМ ВКЛЮЧЕНИЯ	264
Наймарк О.Б. МНОГОМАСШТАБНАЯ КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ ПРИ СВЕРХМНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	267
Чуйко Е.А., Кустов С.Б., Сапожников К.В., Николаев В.И. УПРУГИЕ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ni-Ti-Nb	268
Mishin V.M., Shchitov D.V. EFFECT OF TEST TEMPERATURE AND LOADING RATE ON THE SUSCEPTIBILITY OF THE STEEL TO DELAYED FRACTURE	270
Чернов В.М. РАДИАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПОВРЕЖДАЮЩЕГО ОБЛУЧЕНИЯ	271
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ НАКОПЛЕНИЯ СКАЛЯРНОЙ ПЛОТНОСТИ ДИСЛОКАЦИЙ И ЕЕ КОМПОНЕНТ НА РАЗЛИЧНЫХ СТАДИЯХ УПРОЧНЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ	272
Дамаскинская Е.Е., Пантелеев И.А., Гафурова Д.Р., Фролов Д.И. Гиляров В.Л.	273

ОЦЕНКА СОСТОЯНИЯ ДЕФОРМИРУЕМОГО ГЕТЕРОГЕННОГО МАТЕРИАЛА: АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И РЕНТГЕНОВСКАЯ ТОМОГРАФИЯ	
Шарипов И.З. ВЗАИМОСВЯЗЬ МЕХАНИЗМОВ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И РАЗРУШЕНИЯ В НИТИНОЛЕ Ni _{49,8} Ti _{50,2}	275
Остриков О.М. О ВОЗМОЖНОСТИ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ БЕСКОНЕЧНОЙ ДЛИНЫ В ПЛОСКОЙ МОДЕЛИ КЛИНОВИДНОГО ДВОЙНИКА КОНЕЧНОЙ ДЛИНЫ	277
Андронов И.Н., Демина М.Ю. ИЗГИБ СВОБОДНОЙ ПРЯМОУГОЛЬНОЙ ПЛАСТИНЫ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА	278
Калачев В.А., Панфилов Г.П., Зайцев Д.В., Кочанов А.Н., Костандов Ю.А., Панфилов П.Е. РАЗВИТИЕ ТРЕЩИН В ГОРНЫХ ПОРОДАХ, СОДЕРЖАЩИХ ВОДУ	279
Старостенков М.Д., Яшин О.В., Яшин А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ НАНОВОЛОКОН ГЦК НИКЕЛЯ, СОДЕРЖАЩИХ ВОДОРОД	280
Бутакова К.А., Осинцев К.А., Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Громов В.Е. АНАЛИЗ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ СИЛУМИНА, ПОДВЕРГНУТОГО ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОМУ ЛЕГИРОВАНИЮ ОКСИДОМ ИТТРИЯ	281
Калиенко М.С., Волков А.В., Ледер М.О., Панфилов П.Е., Желнина А.В. К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМАХ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ	282
Преснецова В. Ю., Ромашин С. Н., Фроленкова Л. Ю., Шоркин В. С., Якушина С. И. МЕТОД ОЦЕНКИ НАЧАЛЬНОЙ ПОВРЕЖДЕННОСТИ МИКРОНЕОДНОРОДНЫХ СРЕД	283
Лукин Е.С., Иванов А.М. ХЛАДОСТОЙКОСТЬ И МАЛОЦИКЛОВАЯ УСТАЛОСТЬ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	284
Пермякова И.Е. РАСЧЕТ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ В АМОРФНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВЕ В ЗОНЕ ЛАЗЕРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ	285
Кадомцев А.Г., Щербаков И.П., Дунаев А.А., Чмель А.Е. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ ФОТОЛЮМИНЕСЦЕНЦИИ ОТКЛИКА КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ КЕРАМИКИ ZnS НА АБРАЗИВНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ	286
Поздняков А.О., Возняковский А.П., Голяндин С.Н., Фадин Ю.А., Николаев В.И. ИССЛЕДОВАНИЯ ТЕРМО-, ФОТО- И МЕХАНОСТАБИЛЬНОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ МЕТОДОМ МАСС-СПЕКТРОМЕТРИИ	287
Горнакова А.С., Прокофьев С.И., Сурсаева В.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА Ti–6мас.%Al–4мас.%V ПРИ 800°C	288
Сурсаева В.Г., Горнакова А.С. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ И КИНЕТИЧЕСКОЕ ФАСЕТИРОВАНИЕ ГРАНИЦ НАКЛОНА [11-20] ПРИ РОСТЕ ЗЁРЕН В ЦИНКЕ	288
Корсуков В.Е., Гиляров В.Л., Анкудинов А.В., Бутенко П.Н., Вербицкий В.И.,	290

Гиляров И.В., Кадомцев А.Г., Князев С.А., Корсукова М.М., Обидов Б.А. ИЗМЕНЕНИЕ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТИ ТОНКИХ ФОЛЫГ МОЛИБДЕНА ПОД ДЕЙСТВИЕМ РАСТЯЖЕНИЯ	
Москвина В.А., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Захаров Г.Н., Гальченко Н.К., Фортуна А.С., Астафурова Е.Г. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА, ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ ВЫСОКОАЗОТИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАВОДОРОЖИВАНИЯ	293
Даринская Е.В., Колдаева М.В., Альшиц В.И., Притула И.М., Безкровная О.Н., Волошин А.Э. МАГНИТОСТИМУЛИРОВАННЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ КРИСТАЛЛОВ KDP	294
Макаров С.В., Плотников В.А. БОЛЬШИЕ ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО НАГРУЖЕНИЯ АЛЮМИНИЯ И ЕГО СПЛАВОВ	295
Закревский В.А., Пахотин В.А., Сударь Н.Т. ЭЛЕКТРИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ ПОЛИМЕРОВ	296
Хлопков Е.А., Тихомиров А.А., Бровкина Я.Ю., Булдаков П.Ю., Волков Г.А., Смирнов И.В., Вьюненко Ю.Н., Латышев К.А. ДЕТЕРМИНИРОВАНИЕ РАБОТЫ КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ПУЧКОВЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА	298
Клевцов Г.В., Валиев Р.З., Семенова И.П., Клевцова Н.А., Ганеев А.В., Мерсон Е.Д., Линдеров М.Л., Пигалева И.Н. СТАТИЧЕСКАЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ МАТЕРИАЛОВ С УМЗ СТРУКТУРОЙ	299
Сенникова Л.Ф., Ткаченко В.М., Гангало А.Н., Бурховецкий В.В., Волкова Г.К., Глазунова В.А. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ПОРИСТОСТИ НА СВОЙСТВА МЕДИ МОБ В РЕЗУЛЬТАТЕ ОБРАБОТКИ РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ	301
Рогачев С.О., Никулин С.А., Хаткевич В.М., Сундеев Р.В. СЛОИСТЫЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ГИБРИДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ, ПОЛУЧЕННЫЕ ДЕФОРМАЦИЕЙ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	302
Рогачев С.О., Стомахин А.Я., Хаткевич В.М., Кадач М.В., Морозов М.В. ПОВЫШЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АУСТЕНИТНЫХ ТИТАНСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ X18N12T2 И X18N12T3 МЕТОДОМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО АЗОТИРОВАНИЯ	303
Сенаева Е.И., Макаров А.В., Пугачева Н.Б., Трушина Е.Б. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОЛУЧЕННЫХ CO ₂ -ЛАЗЕРОМ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНОВОГО СПЛАВА И ХРОМОНИКЕЛЕВОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С ПРОМЕЖУТОЧНЫМИ ВСТАВКАМИ	304
Пугачева Н.Б., Вичужанин Д.И., Нестеренко А.В., Мичуров Н.С. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ АЛЮМОМАТРИЧНЫХ КОМПОЗИТОВ	305
Ефремов Д.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б. КРИТИЧЕСКАЯ ДИНАМИКА ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТИ В СПЛАВЕ АМГ6	306
Казанцева Н.В. ОСНОВНЫЕ ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ 3D ПЕЧАТИ	307
Ежов И.В., Казанцева Н.В., Румянцев С.А.	308

ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ НА КОМПЕНСАЦИЮ ВНУТРЕННИХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В СЛС ОБРАЗЦАХ	
Клюева Е.С., Маркова Г.В. НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Mn–Cu	309
Фадин Ю.А., Сычев С.В., Быкова А.Д., Киреенко О.Ф. КОЛЕБАТЕЛЬНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПРИ ТРЕНИИ ШЕРОХОВАТЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	310
Калиненко А.А., Букин Д.О., Могучева А.А. ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ И ПОСЛЕДУЮЩЕГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Fe–Si–Zr	311
Карькина Л.Е., Карькин И.Н., Кузнецов А.Р. СТРУКТУРА ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ γ - ПОВЕРХНОСТИ В СПЛАВЕ Al–3at%Mg. АТОМИСТИЧЕСКОЕ MD + MC МОДЕЛИРОВАНИЕ	312
Букин Д.О., Калиненко А.А., Могучева А.А. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Fe–Si–Zr	313
Сарычев В.Д., Невский С.А., Гарновский А.Ю., Громов В.Е. МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОСТРУКТУР В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОННЫХ ПУЧКОВ	315
Папилов И.И., Николаенко А.А., Шокуров В.С., Шокуров А.В., Тузов Ю.В. ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО БЕРИЛЛИЯ	316
Кабанова А.В., Кисельникова Л.П., Занг Ц., Панфилов П.Е. ИЕРАРХИЯ РАЗРУШЕНИЯ ДЕНТИНА ЗУБОВ ЧЕЛОВЕКА	317
Столяров В.В. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА	320
Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В. ОСОБЕННОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МАТЕРИАЛАХ С ПЛАСТИЧНОСТЬЮ ПРЕВРАЩЕНИЯ	321
Кусакина Ю.В., Евард М.Е., Волков А.Е., Шеляков А.В., Ситников Н.Н. РАСЧЕТ ОБРАТИМОЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ЛЕНТ ИЗ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	322
Линдеров М.Л., Данилов В.А., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В., Мерсон Д.Л., Виноградов А.Ю. К ВОПРОСУ ОБ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ	323
Остриков О.М. МЕТОД РАСЧЕТА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ В СИСТЕМЕ «КЛИНОВИДНЫЙ ДВОЙНИК – ТРЕЩИНА» В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА	324
Носов В.В. Махмудов Х.Ф., Хотченков А.С. АКУСТИКО-ЭМИССИОННАЯ ДИАГНОСТИКА ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ НАГРУЖЕННЫХ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ БАЛОК	325
Кабанова Л.А. ИНЖЕНЕРНАЯ ТЕОРИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ НЕОДНОРОДНЫХ ПЛАСТИН ИЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	326
Астафурова Е.Г., Москвина В.А., Майер Г.Г., Бурлаченко А.Г., Гордиенко А.И., Смирнов А.И., Батаев В.А., Гальченко Н.К., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Захаров Г.Н., Фортуна А.С.	327

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ, ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ	
Волков А.Е., Люльчак П.С. МАКРОСКОПИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	328
Морозов В.А., Петров Ю.В., Сухов В.Д. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРЫВА АЛЮМИНИЕВЫХ КОЛЕЦ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНЫМ МЕТОДОМ НА ОСНОВЕ СТРУКТУРНО-ВРЕМЕННОГО ПОДХОДА.	329
Веремейчик А.И. ТЕРМОУПРУГОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ КРУГОВЫХ ЦИЛИНДРОВ С УЧЕТОМ РАДИАЦИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ	331
Остропико Е.С., Разов А.И. ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО СЖАТИЯ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НИКЕЛИДА ТИТАНА	332
Овчинников Е.В., Лиопо В.А., Чекан Н.М., Эйсымонт Е.И. ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СУБСТРАТОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ФТОРСОДЕРЖАЩИМИ СОЕДИНЕНИЯМИ	333
Зараковская К.И., Захаров В.Ф. ВЛИЯНИЕ ДЛИТЕЛЬНОГО РЕЖИМА НАГРУЖЕНИЯ НА НЕСУЩЮЮ СПОСОБНОСТЬ ЖЕЛЕЗОБЕТОННЫХ СТЕРЖНЕЙ СОСТАВНОГО СЕЧЕНИЯ С ВЫСОКОПРОЧНОЙ АРМАТУРОЙ	334
Gromov V., Glezer A., Ivanov Yur., Konovalov S., Kondratova O., Klopotov A. SILUMIN MULTILAYER STRUCTURE FORMATION BY Y ₂ O ₃ POWDER ELECTRO-EXPLOSVE ALLOYING	336
Атрошенко С.А., Чеврычкина А.А., Евстифеев А.Д., Волков Г.А. ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ АВС ПЛАСТИКА ПОСЛЕ НАГРУЖЕНИЯ	337
Гувалов А.А., Аббасова С.И., Агазаде М.Е. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ СТРУКТУРООБРАЗУЮЩИХ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ В ПРОИЗВОДСТВЕ ЦЕМЕНТНЫХ КОМПОЗИЦИЙ	338
Зелепугин С.А., Бодров А.С., Янов Д.В., Попов А.А. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ	339
Аккузин С.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н. ВЛИЯНИЕ КРАТКОВРЕМЕННЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ОТЖИГОВ НА ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	340
Полехина Н.А., Аккузин С.А., Литовченко И.Ю., Алмаева К.В., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ФРАКТОГРАФИЯ ЖАРОПРОЧНОЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭП-823 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ОТ -196 °С ДО 720 °С	341
Поклонов В.В., Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Кириллов В.А. ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ И АСИММЕТРИЯ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ЗАКАЛЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeMnAlNi	342
Кириллова Н. А. УСТОЙЧИВОСТЬ ПРЯМОГО УПРУГОГО СТЕРЖНЯ ПЕРЕМЕННОЙ ЖЕСТКОСТИ В ЛИНЕЙНОЙ ПОСТАНОВКЕ Л.ЭЙЛЕРА	343
Елисеев А.А., Калашникова Т.А., Воронцов А.В.	344

РОЛЬ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ В ФОРМИРОВАНИИ СТРУКТУРЫ НЕРАЗЪЁМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СВАРКОЙ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ	
Метлов Л.С., Вьюненко Ю.Н., Хлопков Е.А., Кожушко В.В., Бухаров С.Н. УВЕЛИЧЕНИЕ КОЛИЧЕСТВА ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В НЕСТЕХИО- МЕТРИЧЕСКИХ СПЛАВАХ	345
Япарова Е.Н., Реснина Н.Н., Беляев С.П., Воронков А.В. ПОВЕДЕНИЕ ПОРИСТОГО СПЛАВА TiNi ПРИ МЕХАНОЦИКЛИРО- ВАНИИ В ЖЕСТКОМ И МЯГКОМ РЕЖИМАХ	346
Kuznetsov V., Kuznetsova E., Gromov V., Kosinov D., Semin A., Kondratova O., Tang G., Qin R. EQUIPMENT SUPPORT FOR ELECTROSTIMULATED DRAWING PROCESS	347
Краев М.В., Краева В.С. ПОГЛОЩЕНИЕ СТАЛЯМИ ЭНЕРГИИ ДЕФОРМАЦИИ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	348
Юрьев А.А., Громов В.Е., Глезер А.М., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В. 100- М ДИФФЕРЕНЦИРОВАНО ЗАКАЛЕННЫЕ РЕЛЬСЫ: ЭВОЛЮЦИЯ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ	349
Комиссарова И.А., Косинов Д.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е., Толкачев О.С. УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА VT1-0, ПОДВЕРГНУТОГО РАЗЛИЧНЫМ ВИДАМ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ОБ- РАБОТКИ	350
Калетина Ю.В., Грешнова Е.Д., Калетин А.Ю., Пилюгин В.П., СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СПЛАВА Ni-Mn-In ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИ- ОННЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	351
Варюхин В.Н., Дроботько В.Ф., Иванчев С.С., Марихин В.А., Мясникова Л.П., Письменова Н.Е., Радованова Е.И., Терехов С.А., Яговкина М.А. ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОРОШКОВ СВМПЭ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПЛЕНОЧНЫХ НИ- ТЕЙ	352
Кустов А.И., Зеленев В.М., Мигель И.А. СОЗДАНИЕ АМД-МЕТОДОВ ДЛЯ АНАЛИЗА ПРОЦЕССОВ ПЛАСТИЧЕ- СКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ И ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ИХ РАЗРУШЕНИЯ	353
Кустов А.И., Мигель И.А. РАЗРАБОТКА ИННОВАЦИОННЫХ МЕТОДИК ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ В КОНДЕНСИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН	354
Соснин К.В., Романов Д.А., Степиков М.А., Гаевой М.А., Громов В.Е. ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫЕ БИОИНЕРТНЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМ Ti-Nb И Ti- Zr ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ	355
Романов Д.А., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Филяков А.Д., Громов В.Е. ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ, МО- ДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ	356
Романов Д.А., Пронин С.Ю., Гаевой Е.А., Степиков М.А., Громов В.Е. СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО ПОКРЫТИЯ SnO ₂ -Ag	357
Юрьев А.А., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кондратова О.А., Коновалов С.В. ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ	358

ЭКСПЛУАТАЦИИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННО ЗАКАЛЕННЫХ РЕЛЬСОВ	
Громов В.Е., Кормышев В.Е., Иванов Ю.Ф., Кондратова О.А., Коновалов С.В. СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА НАПЛАВКИ, МОДИ- ФИЦИРОВАННОЙ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ	359
Именной указатель	360
Содержание	365

Научное издание

XXIII ПЕТЕРБУРГСКИЕ ЧТЕНИЯ ПО ПРОБЛЕМАМ ПРОЧНОСТИ,

посвященные 100-летию ФТИ им. А. Ф. Иоффе
и 110-летию со дня рождения чл.-кор. АН СССР А. В. Степанова

10–12 апреля 2018 г., Санкт-Петербург, Россия

Сборник материалов

В авторской редакции

Компьютерная верстка и дизайн обложки: Е. В. Черняева

St. Petersburg
“VVM Publishing Ltd.”
Издательство «ВВМ»

190000, Россия, Санкт-Петербург, ул. Декабристов, 6, лит. А, пом. 10-н
E-mail: vvmrpub@yandex.ru

Подписано в печать 18.04.2018. Бумага офсетная. Гарнитура Таймс. Печать цифровая.
Формат 60 × 84^{1/16}. Усл.-печ. л. 22.09 Заказ 473. Тираж 200 экз.

Отпечатано в ООО «Издательство ВВМ»
198095, Россия, Санкт-Петербург, ул. Швецова, 41