

XIV
Петербургские чтения
по проблемам
прочности

посвященные
300-летию
Санкт-Петербурга

Сборник тезисов



Санкт-Петербург, 2003

Межгосударственный координационный Совет
по физике прочности и пластичности материалов
Научный Совет РАН по физике конденсированного состояния
Российский Фонд Фундаментальных исследований
Дом Ученых им. М. Горького РАН
Санкт-Петербургский государственный университет
Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН

XIV

Петербургские чтения по проблемам прочности

**посвященные 300-летию
Санкт-Петербурга**

12 - 14 марта 2003 г.

Сборник тезисов

**Санкт-Петербург
2003**

XIV Петербургские чтения по проблемам прочности. Санкт-Петербург, 12-14 марта 2003 г.: сборник тезисов. СПб., 2003, 280 с.

В сборник включены тезисы докладов, представленные на XIV Петербургские чтения по проблемам прочности. Авторами сообщений являются ученые из многих городов России и других стран, работающие в различных областях материаловедения, физики твердого тела, физики и механики процессов деформации и разрушения. Содержание докладов отражает современные тенденции развития отечественной науки о прочности и пластичности твердых тел.

XIV Петербургские Чтения по проблемам прочности посвящены 300-летию Санкт-Петербурга. В связи с этим организаторы Чтений постарались отразить вклад ученых города в науку о прочности.

НАУКА О ПРОЧНОСТИ В ПЕТЕРБУРГЕ – ЛЕНИНГРАДЕ
(к открытию XIV Петербургских Чтений по проблемам прочности)

В.И.Бетехтин

ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru

XIV Петербургские Чтения по проблемам прочности посвящены 300-летию Санкт-Петербурга. В связи с этим организаторы Чтений постарались отразить и вклад ученых города в науку о прочности.

Прежде всего, можно отметить, что в разные годы в Петербурге – Ленинграде работали выдающиеся ученые в области физики и механики прочности: А.Ф. Иоффе, Г.В. Курдюмов, Я.И.Френкель, И.В.Обреимов, Н.Н.Давиденков, С.Н.Журков, А.Н.Крылов, В.В.Новожилов, Л.Н.Качанов, А.В.Степанов, А.И.Лурье, Е.Л.Николаи, И.А.Одинг, С.В.Серенсен, Я.Б.Фридман, Ф.Ф.Витман, А.Н.Орлов, В.А. Лихачев и многие другие.

Не останавливаясь на анализе творчества каждого ученого персонально, ограничимся перечислением некоторых основных достижений, которые с полным правом можно отнести к Ленинградской (Петербургской) школе прочнистов.

- В Ленинграде началось экспериментальное приближение к теоретической прочности твердых тел.
- В Ленинграде зародилось и получило развитие учение о хладноломкости.
- Ленинградцы создали основы термофлуктуационного учения о прочности и кинетической природе разрушения твердых тел.
- Ленинград дал науке идею о важнейшем значении фактора пластической деформации в проблеме разрушения.
- В Ленинграде получены основополагающие результаты по ряду общих вопросов механики сплошных сред, по теории оболочек, механике пластичности и разрушения, турбулентности.
- В Ленинграде выполнены фундаментальные исследования в области прочности турбин, газотурбинных агрегатов и другого энергетического оборудования.
- Ленинградские ученые были пионерами исследований радиационной прочности, прочности брони и сварных конструкций. Они создали научную базу для корпусного материаловедения, материаловедения артиллерийских систем и боеприпасов.
- В Ленинграде выполнены фундаментальные исследования по физике дефектов, континуальной теории дефектов, сформулирована концепция развитой пластической деформации, получены пионерские данные по закономерностям развития и залечивания микротрещин, проведены масштабные исследования коррозионно-механических свойств металлов.
- Ленинградцы выдвинули и развили идею о роли дисклинаций в проблеме прочности. Здесь проводились интенсивные исследования по ротационной пластичности и (на базе структурно аналитической теории) эффекту памяти формы.
- Ленинградцы выполнили основополагающие исследования по низкотемпературной прочности и пластичности кристаллов.
- Ленинграду принадлежит приоритет в исследованиях по динамике прочности и упругим несовершенствам.

- Ленинградцы – одни из основоположников учения о стекле и прочности полимеров.
- Ленинградцы внесли существенный вклад в работы по сверхпластичности и ползучести.

Перечень достижений в науке о прочности можно было бы еще продолжить.

Нельзя также не отметить, что Ленинградская школа внесла весомый вклад в развитие прочностной тематики во многих научных центрах бывшего Союза.

И в настоящее время сотни известных ученых в институтах Академии наук, ВУЗах, НИИ (ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, ИВС РАН, ИМАШ РАН, СПбГУ, СПбГПУ, ЦНИИ им.А.Н.Крылова, ЦНИИ КМ «Прометей» и многих других) успешно продолжают и развивают традиционные направления в области физики и механики прочности современных материалов.

После распада Советского Союза именно ученые Ленинграда инициировали создание Межгосударственного Координационного Совета по физике прочности и пластичности материалов, первым председателем которого стал профессор СПбГУ В.А.Лихачев. В настоящее время Совет объединяет свыше 100 ведущих специалистов в области физики и механики прочности России, Украины, Беларуси, Казахстана, Таджикистана и других государств, входивших в бывший Союз. Основная задача Совета – сохранение единого научного пространства и связей, которые складывались на протяжении многих десятилетий.

Ленинградские ученые были организаторами «Петербургских Чтений по проблемам прочности», которые проводятся ежегодно, начиная с 1989 года и стали одним из общепризнанных научных форумов, на котором выступают ведущие специалисты стран СНГ.

В Ленинграде зародилась идея проведения одной из наиболее долгоживущих и престижных конференций - «Актуальные проблемы прочности», которая, начиная с 1980 года, проводится 1 – 2 раза в году в различных городах Союза (с 1992 года стран СНГ). За 23 года в 20 городах России, Украины, Беларуси, Таджикистана, Латвии прошло 40 таких конференций.

РАЗВИТИЕ НАУКИ О ПРОЧНОСТИ В САНКТ-ПЕТЕРБУРГСКОМ (ЛЕНИНГРАДСКОМ) ГОСУДАРСТВЕННОМ УНИВЕРСИТЕТЕ

Н.Ф.Морозов

Санкт-Петербургский государственный университет, Россия
morozov@NM1016.spb.edu

Историю науки о прочности в Санкт-Петербургском университете, безусловно, следует начинать с рассказа о выдающихся математиках XIX века М.В.Остроградском, П.Л.Чебышеве, А.А.Маркове и А.М.Ляпунове. Их исследования по математике и прикладной математике, выполненные в Санкт-Петербургском университете, заложили фундамент для дальнейшего прогресса в решении проблем естествознания в России и за рубежом. Высказанное утверждение касается, прежде всего, Михаила Васильевича Остроградского (1801-1861). Выдающийся аналитик, получивший классические результаты мирового уровня (достаточно вспомнить формулу Гаусса-Остроградского), Михаил Васильевич много времени и сил уделял прикладным проблемам, которым посвящена половина его научных публикаций. Особый интерес для прочнистов представляют исследования М.В.Остроградского по теории удара. В первой половине XX века наука о прочности в Петербургском-Петроградском-Ленинградском университете определяется достижениями двух великих научных школ – Колосова-Мусхелишвили и Смирнова-Соболева. Школа Г.В.Колосова – Н.И.Мусхелишвили (как известно, Мусхелишвили был прямым учеником Гурия Васильевича) заявили о себе на мировом уровне в 1909 году, когда на Всемирном математическом съезде в Милане Г.В.Колосов доложил свою работу о применении аппарата функций комплексной переменной к задачам плоской теории упругости. Затем Г.В.Колосовым, Н.И.Мусхелишвили и их учениками были исследованы многочисленные задачи плоской теории упругости, в том числе, и задачи о вырезах и включениях, определяющих концентрацию напряжений и тем самым решающих основные проблемы прочности. Говоря об этом направлении науки, следует отметить работы выдающегося ленинградского математика Геннадия Михайловича Галузина, чьи результаты по теории функций комплексного переменного с привлечением многослойной геометрии предоставили новые возможности для решения задач современной теории упругости.

С деятельностью научной школы академиков В.И.Смирнова и С.Л.Соболева, сложившейся в рамках Ленинградского университета в 30-50 годы прошлого века, связано решение проблем динамической теории упругости. Метод функционально-инвариантных решений Смирнова – Соболева долгое время оставался ведущим в задачах динамической упругости – традиционно математически трудной области механики. В то же время не вызывает сомнения, что без анализа динамики процессов, оставаясь только на базе статического подхода, мы не сможем обеспечить выход на новый уровень исследований: парадоксы и недоразумения, обнаруженные при попытках решать динамические задачи традиционными статическими методами, постоянно подтверждают эти соображения. К работам по динамической упругости В.И.Смирнова и С.Л.Соболева примыкают многочисленные исследования Георгия Ивановича Петрашени и Василия Михайловича Бабича и их учеников. Во второй половине XX века наука о прочности и разрушении в Ленинградском университете неразрывно связана с именами Л.М.Качанова и В.В.Новожилова.

Лазарь Маркович Качанов (1914 –1993) – выдающийся российский механик, крупнейший специалист в области теории ползучести и теории прочности. Много-

летняя совместная работа с Центральным Котлотурбинным институтом привела его к необходимости решать проблему накопления повреждений – задачи, казавшейся неразрешимой, по мнению современных ему механиков, в связи с невозможностью применения какого-либо математического аппарата.

Л.М.Качанов нашел гениальное, но простое решение и справедливо считается основателем современной теории демиджа. Среди многих задач разрушения, решенных Л.М.Качановым выделяется задача об отслоении составного кольца в связи с возможным применением предложенной методики к проблемам микро и нанотехнологии.

Валентин Валентинович Новожилов (1910-1987) – эпоха в истории российской механики. Блестяще образованный ученый, он, решая задачи кораблестроения, стремился докапываться до корней проблемы, и это приводило его естественным путем к фундаментальным задачам механики. Первым результатом мирового уровня, был вариант теории тонких оболочек, предложенный и исследованный В.В.Новожиловым, что сразу вывело его в число лучших отечественных механиков. Еще большую славу В.В.Новожилову принесла нелинейная теория упругости. Преподаватели, читающие курс механики сплошных сред, видят, с каким нескрываемым ужасом воспринимают слушатели громоздкие нелинейные формулы Коши, связывающие компоненты деформациями с производными перемещений. Валентин Валентинович, блестяще проанализировав ситуацию, вывел условия полной и частичной линеаризации, отделил физическую нелинейность от геометрической. Исследования по нелинейной упругости определили всемирную известность В.В.Новожилова как ученого, которому принадлежат также теория пластического разрыхления, новая концепция равновесия трещин, новый анализ явлений турбулентности. Одной из его знаменательных идей является введение понятия микронапряжений, что соответствует современному структурно-иерархическому анализу напряженно-деформированного состояния с подразделами на макро-, мезо-, микро- и наномеханику. Картина жизни прочнистов Петербургского университета в XX веке была бы неполной без упоминания об Августе Алексеевиче Вакуленко (1925-2000).

А.А.Вакуленко изучал тонкие вопросы механики материалов. Ему принадлежат работы по термодинамическому обоснованию фазовых переходов, анализ явления диффузионной ползучести, исследования по реологии металлов и полимеров. Задачами механики полимеров А.А.Вакуленко занимался вместе с И.И.Бугаковым (1929-1989), автором многих теоретических и экспериментальных работ по фотоупругости и фотоползучести. Важное место в исследованиях по механике материалов занимают также работы В.А.Лихачева и его учеников по материалам с памятью формы. Эти направления, востребованные для космического приборостроения, медицины, машиностроения и др., еще раз подтверждает безграничность области применения механики деформированного твердого тела.

В настоящее время (после 1980 г.) в СПбГУ продолжают исследования по прочности и разрушению. Теоретические и экспериментальные достижения были достигнуты в следующих областях механики.

1. Прочность и разрушение при быстром и сверхбыстром нагружении (Н.Ф.Морозов, Ю.В.Петров и др.).
2. Исследование свойств материалов с памятью формы (С.П.Беляев, А.Е.Волков, М.Е.Евард, С.А.Егоров, А.И.Разов).
3. Асимптотические методы в задачах прочности и разрушения (С.А.Назаров, И.И.Аргатов)
4. Классическая теория трещин (Ю.М.Даль, М.А.Греков).
5. Нелинейная теория трещин (К.Ф.Черных).
6. Теория старения и проблемы локализации (Р.А.Арутюнян, А.А.Вакуленко, М.А.Нарбут, О.В.Темнов).

7. Адгезия и отслоение, в том числе и для нанообъектов (С.А.Сегжда, П.Е.Товстик, Н.Ф.Морозов, Б.Н.Семенов)

В СПбГУ на математико-механическом факультете создан и успешно функционирует экспериментальный центр «Динамика», где проводятся исследования по деформированию и разрушению материалов при высокоскоростном импульсном нагружении (Ю.В.Петров, Ю.В.Судьенков и др.).

Резюмируя, следует отметить, что возможности науки «механика» безграничны. Они основаны на синтезе простых составляющих: логически правильно поставленной задаче, простых и ясных постулатов, следующих из законов естествознания, и вечно развивающегося и совершенствующегося математического аппарата. Именно поэтому ученые-механики могут решать как задачи космологии, так и задачи нанотехнологии, казалось бы, относящиеся к очень далеким друг от друга направлениям естествознания.

Будем же и дальше служить Механике и развивать нашу науку.

РАЗВИТИЕ УЧЕНИЯ О МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВАХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ В ФИЗИКО-ТЕХНИЧЕСКОМ ИНСТИТУТЕ ИМ.А.Ф.ИОФФЕ РАН

А.И.Слущер

ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
alexander.slutsker@pop.ioffe.rssi.ru

С первых же лет образования ФТИ (1918 г.) в институте началась разработка фундаментальных проблем физической механики материалов: проблем прочности и пластичности. Развитие этого направления в ФТИ определили выдающиеся ученые: А.Ф.Иоффе, А.П.Александров, Г.В.Курдюмов, И.В.Обреимов, С.Н.Журков, Н.Н. Давиденков, Я.И.Френкель, П.П.Кобеко, А.В.Степанов, Ф.Ф.Витман, В.А.Степанов, Н.А.Златин, А.Н.Орлов.

Классические работы А.Ф.Иоффе по каменной соли (20-е годы), работы А.П.Александрова и С.Н.Журкова по кварцевым волокнам (30-е годы), А.В.Степанова по игольчатым кристаллам – «усам» (50-е годы), Ф.Ф.Витмана по листовому стеклу (60-е годы), С.Н.Журкова по ориентированным полимерам (70-е годы) утвердили важнейшую роль дефектов – структурной гетерогенности в значении прочности материалов и определили пути приближения к теоретической прочности.

Развитие идей о связи прочности (разрушения) с пластичностью (А.Ф.Иоффе, Н.Н.Давиденков, А.В.Степанов) стимулировало интерес к специфическим дефектам: «носителям» пластической деформации – дислокациям, разработку теории которых вели в ФТИ Я.И.Френкель (30-е годы), А.Н.Орлов (60-е годы).

Наряду со структурной гетерогенностью, именно в ФТИ был выявлен и другой важнейший фактор – динамическая гетерогенность: локальные флуктуации тепловой энергии тела, ведущие к атомно-молекулярным перегруппировкам вплоть до разрыва межатомных связей. Представления Я.И.Френкеля о флуктуационной динамике привели к разворачиванию в ФТИ исследований по кинетике пластического деформирования и разрушения.

Таким образом, общей фундаментальной основой, на которой строилась и развивается физическая механика в ФТИ, является представление о структурно-динамической гетерогенности тел как о главном комбинированном факторе в реакции тела на механическое нагружение.

Еще одной отличительной особенностью работ ФТИ выступило сочетание феноменологических методов и уникального широкого комплекса прямых физических методов: спектроскопических, резонансных, дифракционных, эмиссионных, микроскопических и др., направленных на детальное изучение процессов на субатомном (электронном), атомно-молекулярном, надатомном и макроскопическом уровнях в подвергнутых нагружению телах.

В настоящее время лаборатории прочности (6 лабораторий) ФТИ в русле общего направления, связанного со структурно-динамической гетерогенностью тел, разрабатывают важные аспекты физики прочности и пластичности: элементарные акты процессов, дислокационная динамика, зарождение и эволюция трещин. На основе физических результатов ведутся разработки крупных технических задач: повышение прочности и продление работоспособности материалов, прогнозирование разрушения, повышение ударной прочности, методов создания конструкционных материалов различного назначения.

ВКЛАД НАУЧНЫХ ШКОЛ САНКТ-ПЕТЕРБУРГА И ХАРЬКОВА В РАЗВИТИЕ ФИЗИЧЕСКОЙ ПРИРОДЫ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ

И.М.Неклюдов, Я.Д.Стародубов, Н.В.Камышанченко.

*Институт физики твёрдого тела, материаловедения и технологий
ННЦ ХФТИ, Харьков, Украина
neklyudov@kipt.kharkov.ua*

Двойникование кристаллов – образование в кристаллах областей в виде клиновидных или почти плоскопараллельных прослоек с изменённой в соответствии с определенным преобразованием симметрии кристаллографической ориентацией структуры. Если само явление двойникования известно специалистам минералогии, петрографии, кристаллографии уже несколько столетий, то роль двойникования в процессах пластической деформации и разрушении кристаллических материалов была изучена лишь в XX столетии.

Механическое двойникование представляет собой переориентацию кристаллической решетки за счёт сдвига под действием внешнего усилия части кристалла в положение зеркального отображения относительно определённой кристаллографической плоскости – плоскости двойникования. В отличие от скольжения при двойниковании, во-первых, каждая последующая атомная плоскость двойниковой прослойки сдвигается однократно относительно друг друга параллельно плоскости зеркального отражения на величину, составляющую часть вектора трансляции решетки, во-вторых, механическое двойникование полярно, т.е. сдвиг может происходить только в одну сторону; приложение усилия в обратном направлении приводит к раздвойникованию. Установлено, что в кристаллах с ограниченной возможностью реализации процессов скольжения механическое двойникование является одним из основных механизмов сдвиговой пластической деформации.

Накануне 300-летия Санкт-Петербурга и в год 85-летия ЛФТИ РАН и 75-летия его дочернего института - УФТИ, хотелось бы отметить, что весомый вклад в раскрытие физической природы механического двойникования, в выяснение его роли и вкладе в процессах пластической деформации и разрушения кристаллических материалов внесли научные школы Ленинграда и Харькова.

Одной из первых в мире работ в этом направлении считается диссертация В.И.Вернадского (1897г.). Однако широкомасштабные исследования механического двойникования были начаты в 20-х годах прошлого столетия, когда А.Ф.Иоффе со своими учениками начали интенсивно исследовать причины неоднородности пластической деформации и существенного различия в значениях теоретически вычисленной и реально получаемой прочности кристаллов.

С 1928 года переехавший из Ленинграда в Харьков первый директор УФТИ И.В.Обреимов со своими учениками (Н.А.Бриллиантов, Р.И.Гарбер, В.И.Старцев) начинают систематические исследования физической природы механического двойникования неметаллических и металлических кристаллов. В 1938 году публикуется классическая работа Р.И.Гарбера с описанием нового физического явления - *упругое двойникование кристаллов*. Это явление вызвало большой интерес у теоретиков. В этом же году Т.А.Конторова и Я.И.Френкель в статье «К теории пластической деформации и двойникования» впервые проанализировали процесс двойникования на атомном уровне. В работах К.В.Владимирского (1947) и И.М.Лифшица, И.В.Обреимова (1948) фактически создаётся макроскопическая теория двойникова-

ния и вводится понятие о двойнивающей дислокации. А.В.Степанов рассматривает зарождение двойников в кристаллах с точки зрения потери упругой неустойчивости.

В эти же годы Н.Н.Давиденков и его ученики (М.В.Якутович, Э.С.Яковлева, Е.М.Шевандин, Чучман Т.Н.) интенсивно исследуют кинетику механического двойникования, выясняют роль двойникования в явлении хладноломкости и в процессах усталостного разрушения материалов, обнаруживают влияние размера зёрен на зарождение и развитие двойников в поликристаллах.

В 50-х годах процессы двойникования широко исследуются на металлических моно-и поликристаллах (В.И.Старцев, И.А.Гиндин, В.М.Косевич, Ф.Ф.Лаврентьев). Обнаруживается и исследуется явление упругого двойникования в металлах, обнаруживаются переходные зоны у некогерентных границ двойников. Выполняются систематические исследования влияния размера зерна на процессы двойникования технического железа (Р.И.Гарбер, И.А.Гиндин, М.Г.Константиновский).

Описанию результатов экспериментальных и теоретических работ по двойникованию, выполненных до конца 50-х годов прошлого века, посвящена монография М.В.Классен-Неклюдовой «Механическое двойникование кристаллов» (1960).

В последующие десятилетия и до настоящего времени интерес к изучению процессов двойникования не угасает. Исследуется дислокационная структура двойникования на моно- и поликристаллах в широком диапазоне температур и скоростей деформации, в различных условиях испытаний (знакопеременное нагружение, термоциклирование, облучение). Интенсивно развиваются работы по моделированию процессов зарождения и развития двойникования, взаимодействия точечных дефектов с когерентными и некогерентными границами двойников (А.Н.Орлов, В.С.Бойко,). Большой вклад в изучение дислокационных механизмов двойникования и его влияния на прочность и пластичность металлов внесли работы В.И.Старцева, И.А.Гиндина, В.И.Трефилова и их учеников. В их работах изучена взаимосвязь двойникования и скольжения, установлена возможность создания за счёт двойникования особых структур с повышенными прочностными и пластическими характеристиками. В.Д.Ярошевичем усовершенствован термоактивационный анализ процесса пластической деформации кристаллов, получивший использование при изучении процессов двойникования. Определена атомная структура двойниковых границ в переходных металлах с ОЦК-решеткой с помощью автоионной микроскопии (И.М.Михайловский).

А.М.Косевич, Л.А.Пастур, В.С.Бойко создают дислокационную теорию двойникования, позволившую объяснить и предсказать многие аспекты механического двойникования и сходных с ним физических явлений.

Механизмы двойникования были успешно использованы для описания роста тонких мартенситных включений, термоупругого равновесия фаз, сверхупругости и эффекта памяти формы (Г.В.Курдюмов, Л.Г.Хандрос, В.А.Лихачев, В.С.Бойко). В последнее время роль двойникования и двойниковых структур изучается в низко-и высокотемпературных сверхпроводниках, в сегнетоэластиках, в специальных минералоподобных керамических материалах. Большой интерес привлекают исследования влияния двойникования и двойниковых структур на радиационную повреждаемость материалов (А.М.Паршин, И.А.Гиндин, Л.А.Чиркина, М.Е.Босин).

Современное состояние двойникования, сходных с ним других физических явлений, их роли в различных материалах хорошо описаны в монографии В.С.Бойко, Р.И.Гарбера, А.М.Косевича «Обратимая пластичность кристаллов» (1991).

ПЕТЕРБУРГСКАЯ ШКОЛА ФОТОУПРУГОСТИ

И. И. Демидова, М. А. Нарбут

Санкт-Петербургский государственный университет, Россия,
dii@unicorn.math.spbu.ru, narbut@mn7503.spb.edu

Решение инженерных проблем прочности всегда проводится на основе детального изучения картины распределения напряжений в деформируемых телах, представляющих собой детали машин или элементы конструкций. Исключительно важную роль в получении этой информации сыграл поляризационно-оптический метод исследования напряжений, известный также как метод фотоупругости. Результаты, полученные на протяжении всего двадцатого века учеными и инженерами Петербурга - Петрограда - Ленинграда позволяют с уверенностью говорить о Петербургской (Ленинградской) школе фотоупругости.

Первая в России поляризационно-оптическая установка появилась в Петербургском Политехническом институте в 1900 году. В 1913 году проф. В.Л. Кирпичев опубликовал работу «Оптическое изучение упругих деформаций». В 1927 году вышла монография по поляризационно-оптическому методу, написанная А.К. Зайцевым [1]. В 1930 году в Ленинградском университете была создана первая в стране лаборатория фотоупругости.

В представленном сообщении, охватывающем период с 1900 г. по настоящее время, дана общая характеристика работ, выполненных в Петербурге, описан вклад в развитие метода фотоупругости, сделанный рядом специализированных оптических лабораторий, открытых в Ленинграде, и отраженный в монографиях и сборниках научных статей [1-5, 7, 8].

Отмечена роль НИИММ ЛГУ как ведущей базы по созданию и выпуску приборов оптического метода, использующихся в лабораториях страны и зарубежных стран. Подчеркнута роль ученых ЛГУ в проведении шести Всесоюзных конференций по оптическому методу исследования напряжений, а также в подготовке специалистов по фотоупругости для нашей страны и других стран [6].

В заключение освещается место, занимаемое методом фотоупругости, в современной системе экспериментальных и вычислительных методов исследования напряжений в деформируемых средах.

Список литературы

1. Зайцев А.К. Оптический метод изучения напряжений. - Л.: Изд-во Сев. - Зап. обл. промбюро ВСНХ, 1927. 320 с.
2. Труды конференции по оптическому методу изучения напряжений. Под ред. Е.Л. Николаи и др. - Л.-М.: ОНТИ, 1937. 166 с.
3. Лебедев Н.Н. Температурные напряжения в теории упругости. - Л.-М.: ОНТИ, 1937. 80с.
4. Поляризационно-оптический метод исследования напряжений. - Тр. конф.1958 г. Л.: Изд-во ЛГУ, 1960. 452 с.
5. Поляризационно-оптический метод исследования напряжений. - Тр. 5-й Всес. конф. 1964 г. - Л.: Изд-во ЛГУ, 1966. 776 с.
6. Александров А.Я., Ахметзянов М.Х. Развитие поляризационно-оптического метода в СССР // Изв. вузов. Строительство и архитектура. 1982. №12. С. 33-44.
7. Бугаков И.И. Фотоползучесть. - М.: Наука, 1991. 168 с.
8. Бугаков И.И., Демидова И.И. Метод фототермовязкоупругости. - СПб. Изд-во С.Петербургского университета, 1993. 168 с.

РОЛЬ УЧЕНЫХ-ФИЗИКОВ САНКТ-ПЕТЕРБУРГА В РАЗВИТИИ ФИЗИКИ ПРОЧНОСТИ В ТАДЖИКИСТАНЕ

С.Н. Каримов, Х. Бобоназаров

Худжандский научный центр, Таджикистан

hush@khj.tajik.net

Прочность, как важнейшее свойство твердых тел, является предметом внимания и изучения с давних времен. Однако физика прочности, в качестве одного из фундаментальных разделов физики твердого тела, получила существенное развитие, когда начали рассматривать системы из атомов, связанных силами сцепления. Это позволило оценить «теоретическую прочность» идеальных, бездефектных кристаллов (Борн, Цвикки), исходя из независимых данных о взаимодействии атомов. Сделанная оценка выявила огромные прочностные ресурсы материалов, поскольку «теоретическая прочность» оказалась на 1-3 порядка выше реальной. Причиной такого расхождения было названо несовершенство строения тел, наличие в них дефектов, вызывающих большие локальные перенапряжения (Гриффит, Иоффе). В период 20-40 годов физика прочности развивалась по линии детализации строения дефектов и их влияния на разрушение. Особенностью этого периода являлся статистический подход к рассмотрению вопросов разрушения. Твердые тела представлялись статическими конструкциями из атомов с дефекто-геометрическими искажениями упаковки атомов. Вопрос о критерии разрушения решался тогда на основе прямого сопоставления сил, порожденных внешней нагрузкой, с силами межатомного сцепления. В соответствии с этим, естественно было характеризовать устойчивость тела к разрушению некоторой критической величиной-«пределом прочности» (разрушающим напряжением).

Как известно, атомы в твердых телах находятся в тепловом движении. Следовательно, внешней силе противостоит конструкция с «вибрирующими» элементами, силы связи между которыми все время изменяются. Ясно, что учет влияния теплового движения атомов на механическое разрушение составляет следующий естественный шаг в разработке физики прочности. Этот вопрос и является основным в работах физиков-прочнистов Таджикистана. Результаты проведенных исследований привели к радикальному пересмотру представлений об энергетике и динамике разрушения, позволили получить детальные данные, о развитии процесса разрушения, начиная с самого тонкого атомного уровня. Оказалось, что из-за теплового движения атомов внешняя сила сама не разрывает межатомных связей, а лишь активизирует процесс разрушения. Стало ясным, что разрушение тел является по своей природе термофлуктуационным процессом, и что его нельзя адекватно характеризовать, используя понятие о «пределе прочности».

Основным толчком к развитию термофлуктуационных представлений о природе механического разрушения послужили экспериментальные данные о временной и температурной зависимости прочности твердых тел.

В начале 50-х годов в лаборатории физики прочности ФТИ им. А.Ф. Иоффе АН СССР (зав. лабораторией академик С.Н. Журков) было высказано предположение о том, что временные и температурные зависимости прочности свидетельствуют о самостоятельном, кинетическом характере процесса разрушения и что следует по-новому ставить вопрос о физической природе прочности.

Таким образом, кинетический подход к прочности и разрушению твердых тел, развиваемый академиком С.Н. Журковым и его научной школой, является новым крупным разделом физики твердого тела, приоритет, в создании которого принадлежит ученым Санкт-Петербурга.

Цикл работ, выполненный учеными Таджикистана под руководством профессора Б.Н. Нарзуллоева (ученика акад. С.Н. Журкова) относится к развитию кинетического подхода к прочности и разрушению широкого круга материалов (природных и синтетических).

Ученые Санкт-Петербурга - академики А.Ф.Иоффе, С.Н. Журков, доктора наук профессора В.Р. Регель, А.И. Слуцкер, С.Я. Френкель, В.С. Куксенко, Э.Е. Томашевский, В.И. Бетехтин, В.А. Закревский, А.М. Лексовский, А.Н. Орлов, В.И. Владимиров, В.А. Лихачев, В.И. Ветегрень, О.Ф. Поздняков и многие другие внесли огромный вклад в подготовку кадров и развитие «физики прочности» в Таджикистане. В результате чего подготовлен ряд научных кадров, среди которых есть академики и доктора наук. В университетах и академии наук созданы кафедры и проблемные лаборатории. В ТГНУ г. Душанбе и ХГУ им. акад. Б. Гафурова г. Худжанда организованы диссертационные советы по защите докторских и кандидатских диссертаций.

АЛГОРИТМ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ ТВЁРДЫХ ТЕЛ В ВИХРЕВОЙ МЕЛЬНИЦЕ И ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ

Никифоренко В.Н., Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф.

Институт измерительной техники “Циклон”, Харьков, Украина

cyclone@pedcol.kharkov.org

В соответствии с исследованием [1] по измельчению твёрдых тел можно сделать предположение об известной общности механизма разрушения в вихревой мельнице хрупких материалов, металлов, неметаллических кристаллов и предварительно охрупченных упругих пластиков с тем, чтобы получить уравнение измельчения твёрдых тел.

Особенностью процесса измельчения в вихревой мельнице является поверхностное разрушение вследствие механических воздействий частиц в высокочастотных (ВЧ) турбулентных закрученных потоках. Следствием механического воздействия друг на друга измельчаемых частиц служит изменение структурного состояния и последующее разрушение твёрдых тел. Рост внутренних напряжений в диспергируемой среде обусловлен в первую очередь эволюцией дислокационной структуры. Дислокации образуются вокруг зоны ВЧ соударения частиц, распространяющейся на несколько мкм и являются источниками СВЧ колебаний [2]. ВЧ взаимодействие диспергируемых частиц с СВЧ колебаниями создает благоприятные предпосылки для резонансного флаттер-разрушения твердых тел.

Учет таких структурно-чувствительных параметров как плотность дислокаций N_d , их скорость V_d и взаимодействие, характеризующееся коэффициентом α , позволяет оценить максимально допустимый уровень внутренних напряжений σ_T в деформируемом материале и диссипацию энергии при измельчении со скоростью $\dot{\epsilon}$.

$$\sigma_T \dot{\epsilon} = \alpha G b^2 N_d^{3/2} V_d$$

Отсюда, по известному начальному и конечному размеру измельченного материала можно установить взаимосвязь между мощностью, затраченной на измельчение, и параметрами структурного состояния, ответственными за процесс диспергирования, т.е. получить уравнение кинетики измельчения твёрдых тел.

Использование диспергирования материалов по заданному алгоритму в турбулентных потоках, связанному с эволюцией структурного состояния, позволяет обеспечить получение низкоразмерных материалов с уменьшенными энергозатратами.

Список литературы

1. Никифоренко В.Н., Босин М.Е., Корчаков В.Г., Корчакова Н.В. В кн. “Физические явления в твердых телах”, г. Харьков, 1997, с.144.
2. Никифоренко В.Н., Лаврентьев Ф.Ф. ДАН России. 2000. т.373. №2. с.178-180.

ТЕРМОПРОЧНОСТЬ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ САПФИРА

А.Г. Ланин, Е.Л. Муравин, В.П. Попов, В.Н. Турчин

ГосНИИ НПО "ЛУЧ", Подольск, Россия

Lanin@inetcomm.ru

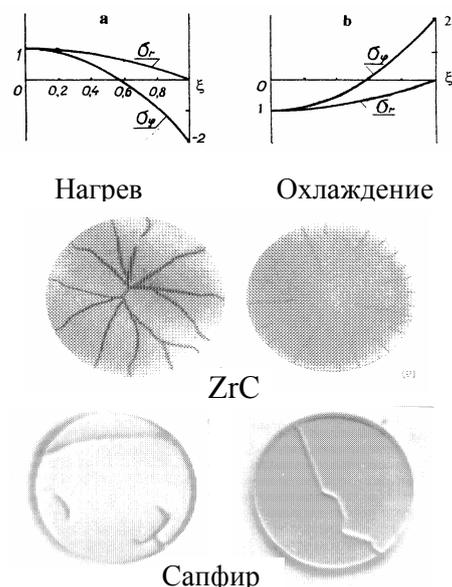
Большинство заготовок кристаллов сапфира в виде стержней и пластин размерами 40 мм и длиной 100-120 мм. выращивались в ГосНИИ НПО "ЛУЧ" методом направленной кристаллизации (метод Степанова) путем вытягивания заданного профиля кристалла из расплава на затравке определенной кристаллографической ориентации.

Испытания на термочувствительность (ТЧ) проводились преимущественно нестационарными методами нагрева боковой поверхности холодного образца в ванне с расплавленным оловом, либо охлаждением нагретого образца в водяной ванне [1]. Возможность релаксации термических напряжений при повышенных температурах и термомеханическое упрочнение сапфира реализовалось на модифицированной индукционной установке.

Распределение температурных напряжений в образцах сапфира с учетом анизотропии, зависимости свойств и коэффициента теплоотдачи от температуры производилось методом конечных элементов с использованием программного комплекса ANSYS из последовательного решения нестационарных нелинейных задач теплопроводности и термоупругости в пространственной и осесимметричной постановках. Показано что пренебрежение влиянием нелинейных граничных условий теплообмена и зависимостью свойств сапфира от температуры при определении ТЧ приводит к погрешностям расчета температурных напряжений до 20-50 %.

Термическое разрушение сапфира существенно отличается от установленных закономерностей термического разрушения керамических материалов вследствие возможности деформирования сапфира двойникованием при относительно низких температурах $0,2T_{пл}$. Эта особенность предопределяет различия в характере распространения трещин при изменении вида термического нагружения образцов сапфира и поликристаллических соединений не способных пластически деформироваться

вплоть до температур $0,4-0,6 T_{пл}$. Анизотропия свойств сапфира усугубляет наблюдаемые различия в ТЧ сапфира и поликристалла. В изотропных поликристаллах, испытанных методом охлаждения, трещины, зарождающиеся в растягивающей периферийной зоне образцов, тормозятся в центральной зоне сжимающих напряжений, не приводя к полному разделению образца на части. Вместе с тем, испытания нагревом образцов заканчивается, как правило, полной фрагментацией тела на части за счет растягивающих напряжений в центральной зоне, несмотря на наличие сжимающих напряжений в периферийной зоне. Образцы сапфира, в отличие от поликристаллов (например, ZrC), при изменении вида термического нагружения разрушаются иным образом. При на-



гужении методом нагрева дисков из сапфира диаметром 10 мм, толщиной 2мм с ориентировкой (0001) при температурах 500–600 °С (максимальные значения тангенциальных растягивающих напряжений σ_{θ} 220МПа и сжимающих – 450 МПа) появляются лишь поверхностные трещины. В то время как при испытании методом охлаждения диски тех же размеров и ориентировки, предварительно нагретые до 220° С, фрагментируются на части при растягивающих напряжениях $\sigma_{\theta} = 148$ МПа. ТП существенным образом зависит от состояния поверхности образца. ТП цилиндрических образцов со шлифованной поверхностью за счет появления на поверхности сжимающих напряжений на 40% ниже ТП образцов с ростовой поверхностью. С изменением кристаллографической ориентировки уровень ТП сапфира изменяется в 1,5 раза вследствие анизотропии вязкости разрушения. ТП сапфира значительно превышает ТП поликристаллических образцов Al_2O_3 .

Выявленные особенности разрушения объясняются на основе принципов механики разрушения с учетом физического различия распространения трещин в полях напряжения растяжения и сжатия. В упруго-хрупком теле начало распространения трещины за счет растягивающих напряжений возможно при достижении критического коэффициента интенсивности напряжений K_{IC} , а дальнейший характер распространения трещин и вид разрушения определяется неоднородностью поля напряжений, характеризуемого параметром N , предложенным авторами [2]. Существующие модели разрушения, использующие энергетические принципы [3], не способны адекватно описать особенности разрушения при изменении вида термонагружения и, тем более, наблюдаемые различия разрушения поли- и монокристаллов.

Предложен термический метод упрочнения, являющийся аналогом силового термомеханического метода упрочнения [4]. Метод заключается в создании термических напряжений на уровне 25-50 МПа, достаточных для начала стартового движения дислокаций во многих ковалентных кристаллах уже при температуре 1500° С [5], релаксации локальных напряжений и снижения концентрации напряжений на дефектах в процессе скоростного нагрева образца до высоких температур $T/T_{пл} \geq 0,7$. Показано, что путем такой термомеханической обработки сапфира ТП возможно повысить в 2-2,5 раза. Показана также возможность повышения прочности и ТП сапфира на 30-35 % путем закалки за счет образования термоупругих сжимающих напряжений на поверхности нагретого образца сапфира после его охлаждения. Упрочнение становится возможным при температурах нагрева выше температуры хрупко-пластического перехода и последующего охлаждения на воздухе. Закалку сапфира следует осуществлять, в отличие от металлов, только при довольно низких значениях критериях $Bi = rh/\lambda \sim 0,3-0,8$ (где r – характерный размер тела, h – коэффициент теплоотдачи и λ – коэффициент теплопроводности). При более высоких значениях Bi скорость релаксации термоупругих напряжений оказывается меньше скорости их нарастания, что ведет к разрушению тела.

1. Ланин А.Г. Методы определения термпрочности (Обзор), Заводская лаборатория, 1998, N3,31-46.
2. Ланин А.Г, Егоров В.С. Критерии разрушения упруго –хрупких тел в неоднородном поле термических напряжений. ФХОМ, 1998, N6, 70-76.
3. Hasselman D.P.H. Unified theory of thermal shock fracture initiation and crack propagation in brittle ceramics, *J. Amer. Ceram. Soc.*, 1969, 52, N11, 600 - 604.
4. Ланин А.Г, Турчин В.Н. и др. Влияние программного упрочнения на механические свойства ZrC. ФХОМ,1982, N2, 88-92.
5. Ланин А.Г, Турчин В.Н., Ковалев Д. Ю. Релаксация локальных напряжений на поверхности ZrC, *Металлофизика*, 1991, Vol. 13, N4, 120-128

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ФЕРРИТНОЙ СОСТАВЛЯЮЩЕЙ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПРИ ДОПОЛНИТЕЛЬНОМ ОТЖИГЕ

И.Л. Яковлева, Л.Е. Карькина, Ю.В. Хлебникова, Т.И. Табатчикова

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

phym@imp.uran.ru

Методом дифракционной электронной микроскопии исследована структура пластинчатого перлита углеродистой эвтектоидной стали У8 после дополнительного отжига при температурах 650 и 700°C.

После завершения перлитного превращения наблюдается твердорастворное упрочнение ферритной составляющей перлита, вследствие чего как феррит, так и цементит оказываются в неравновесном состоянии. При дополнительном кратковременном отжиге в течение 5-30 мин не наблюдается изменения морфологии пластинчатой структуры перлита. Однако в ферритной матрице появляется периодический дифракционный контраст, который отсутствовал в исходном состоянии. Появление такого контраста, по-видимому, связано с концентрационной неоднородностью пересыщенного по углероду α -твердого раствора железа. Показано, что дифракционный контраст наблюдается в ферритной матрице только в интервале 5-30 мин дополнительного отжига при температурах 650 и 700°C. При увеличении времени выдержки концентрация углерода в феррите достигает равновесного значения, что сопровождается исчезновением контраста. Проведенные оценки показывают, что время (порядка 30 мин) достижения равновесной концентрации углерода в α -железе не определяется скоростью диффузии углерода в феррите, а связано, по-видимому, с особенностями структурной перестройки межфазной границы феррит/цементит. Рассмотрена модель, позволяющая объяснить появление дифракционного контраста в ферритной матрице перлита при кратковременном изотермическом отжиге.

При увеличении времени изотермической выдержки в ферритной составляющей перлита наблюдается появление дислокаций с векторами Бюргерса типа $b = \frac{1}{2}\langle 111 \rangle$, $b = \langle 100 \rangle$, а также дислокации с вектором Бюргерса $b = \langle 110 \rangle$, не типичные для кристаллов с ОЦК-решеткой. Появление дислокаций связано с особенностями строения межфазной границы феррит/цементит, а устойчивость обусловлена выделением на них мелкодисперсных карбидных частиц.

В процессе дополнительной изотермической выдержки в ферритной составляющей перлита формируются дислокационные субграницы, пространственно ориентированные в полях напряжений, создаваемых торцами частично растворившихся пластин цементита. На месте растворившихся цементитных пластин появляются дислокационные сетки для обеспечения сплошности «нового» и «старого» феррита. Показано, что вблизи границ зерен и перлитных колоний формируются ограниченные дислокационными сетками участки феррита, которые могут служить зародышами рекристаллизации, обусловленной фазовым наклепом.

Определяющую роль в формировании дислокационной структуры в перлите играет наблюдающаяся пространственная неоднородность протекания процессов фрагментации, растворения и коагуляции карбидов. Именно они являются источниками дислокаций и источниками внутренних напряжений, ориентирующих образующиеся дислокации в пространстве.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта № 01-02-02 Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНиО «Интелс».

ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ АНСАМБЛЕЙ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ В НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ СПЛАВАХ Fe-Ni ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ С ВЫСОКИМИ СКОРОСТЯМИ

Ю.В. Хлебникова, И.Л. Солодова, И.Л. Яковлева

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Phym@imp.uran.ru

Сплавы железа с никелем являются основой многих промышленных сплавов, в том числе, таких современных и перспективных, как мартенситно-старяющиеся стали, сплавы с памятью формы, прецизионные сплавы и др. Кроме того, сплавы железоникель интересны и с научной точки зрения как чрезвычайно удобный модельный объект для изучения мартенситных переходов. Мартенситное гамма-альфа превращение наблюдается в этих сплавах в широком диапазоне составов (от 0 до 34%Ni), результатом чего является разнообразие температур превращения, характера кинетики, морфологических и кристаллографических особенностей мартенсита. Это обусловило большое число экспериментальных и теоретических исследований, посвящённых железоникелевым сплавам за последние десятилетия. Как это ни странно, но наименее изученными являются низкоуглеродистые сплавы с содержанием никеля менее 20 %, у которых мартенситное превращение имеет изотермический характер, а мартенсит формируется в виде пакетов речных кристаллов. Эта же форма мартенсита реализуется и в подавляющем большинстве конструкционных сталей, содержащих около 0,3 % углерода. Но если для мартенсита конструкционных сталей структура пакета давно и надёжно установлена [1], то в случае пакетного мартенсита железоникелевых сплавов, а также бейнита характер сопряжения реек и число их различных ориентировок в одном пакете систематически не изучены.

В работе проведены исследования кристаллографических особенностей бейнита и мартенсита в низкоуглеродистых сплавах Fe-14,6 % Ni и Fe-17,8 % Ni с помощью оптической и просвечивающей электронной микроскопии.

Экспериментально установлено, что строение пакета мартенситных кристаллов в низкоуглеродистых железоникелевых сплавах отличается от строения пакетов, образующихся при закалке среднеуглеродистых сталей. В сплавах Fe-14,6 % Ni и Fe-17,8 % Ni присутствуют промежуточные образования — блоки реек, из которых формируются пакеты. Каждый блок состоит из реек одной ориентировки.

В работах [2, 3] при разработке кинетических моделей образования мартенсита и бейнита из аустенита были выдвинуты два различных механизма формирования пакета: при независимом и последовательном зарождении его элементов. Наблюдаемые нами особенности строения пакетных структур в низкоуглеродистых железоникелевых сплавах согласуются с предложенными в [2, 3] кинетическими моделями формирования пакета.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РАН № 191.

1. Счастливцев В.М., Блинд Л.Б., Родионов Д.П., Яковлева И.Л. Структура пакета мартенсита в конструкционных сталях // Физ. мет. и металловед. 1988. Т.66. Вып.4. С.759-769.
2. Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Кинетика образования бейнита и пакетного мартенсита. I. Учет структуры пакета // Физ. мет. и металловед. 2000. Т.90. Вып.5. С.55-65.
3. Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю., Счастливцев В.М., Яковлева И.Л. Кинетика образования бейнита и пакетного мартенсита. II. Учет незавершенности превращения // Физ. мет. и металловед. 2000. Т.90. Вып.5. С.66-74.

МАССИВНОЕ И МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ МЕДИ

В.М. Счастливец¹, Д.А. Мирзаев², И.Л. Яковлева¹

¹*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*
phym@imp.uran.ru

²*Южно-Уральский государственный университет, Челябинск, Россия*
mirzayev@physmet.susu.ac.ru

Для ряда сплавов меди, например, Cu-24%Ga, Cu-38,8%Zn, Cu-9,6%Al, и сплава серебра Ag-25%Al исследовано влияние скорости охлаждения из однофазной β -области на температуру начала превращения этой фазы по массивной и мартенситной реакции. В некоторых из исследуемых сплавов уже при очень малых скоростях ~ 1 К/с проявляется диффузионно-контролируемое превращение типа эвтектидного распада или выделение видманштеттовых кристаллов. При повышении скорости охлаждения во всех сплавах появляется массивная ξ -фаза, кристаллы которой имеют неправильную или округлую форму и не содержат частиц какой-либо другой фазы. Интервал скоростей охлаждения, при использовании которых возникает массивная фаза в исследуемых сплавах, существенно различны.

Для сплава Cu-24%Ga массивная фаза возникает при скоростях охлаждения от 100 до 10000 К/с. У сплавов Cu-38,8%Zn и Cu-9,6%Al верхняя граница скоростей появления массивной фазы не превышает 2000 К/с. Для сплава Cu-24% Ga температура образования массивной фазы T_S^{mac} в начале плавно понижается по мере возрастания скорости охлаждения, а затем выходит на горизонтальный участок (плато) при 570°C. При дальнейшем увеличении скорости охлаждения температура превращения скачкообразно снижается до 415°C, при этом в структуре наблюдается появление игл мартенсита. Таким образом, мартенситная ступень превращения расположена на 100-150 К ниже массивной. При дальнейшем повышении скорости охлаждения температура начала превращения вновь скачкообразно понижается до 320°C. Подобное изменение структуры наблюдается и в сплаве Cu-9,6% Al.

У сплавов Cu-38,8%Zn и Ag-25%Al мартенситная точка лежит намного ниже комнатной температуры, ее не удалось зафиксировать в ходе эксперимента.

Микротвердость массивной фазы возрастает с увеличением скорости охлаждения, что обусловлено увеличением плотности дислокаций. Однако наиболее существенное повышение твердости наблюдается при образовании мартенсита, но и его твердость возрастает с возрастанием скорости охлаждения. Данные рентгеноструктурного анализа и электронно-микроскопических исследований показали, что при охлаждении β -фазы в сплаве Cu-24% Ga со скоростями от 10000 до 150000 К/с, когда подавляется массивное превращение, наблюдается образование двухфазного слоистого композита политипных фаз. На нижней ступени, когда скорость охлаждения превышает 150000 К/с, возникает гомогенная мартенситная фаза. Мартенситные точки соответственно равны 415 и 320°C. При сверхбыстрой закалке, когда скорость охлаждения превышает 150000 К/с, в сплаве Cu-24% Ga наблюдается изменение кристаллической решетки мартенсита.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 01-02-16872.

ВЛИЯНИЕ ОБРАБОТКИ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ НА $\gamma \rightarrow \alpha$ ПРЕВРАЩЕНИЕ В АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ КРИОГЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Ю.В. Калетина, Е.А. Фокина, В.М. Счастливец

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
phym@imp.uran.ru

Рассмотрено влияние магнитного поля на мартенситное превращение в аустенитных сталях и сплавах при криогенных температурах. Магнитное поле при определенных условиях может инициировать появление мартенсита в аустенитных сплавах или увеличивать количество мартенсита в сталях с аустенитно-мартенситной структурой, что приводит к изменению физико-механических свойств (прочность, твердость и другие) материала, которое наиболее резко может проявляться при криогенных температурах. Это обстоятельство необходимо учитывать при изыскании сталей и сплавов, предназначенных для устройств, работающих при криогенных температурах в присутствии сильных магнитных полей.

Материалом для исследования служили сплавы 30Н31, 50ХН23, Н24Г4 и другие. Основные исследования проводили в импульсных магнитных полях напряженностью до 34 МА/м (420 кЭ), длительностью 10^{-4} с, получаемых на конденсаторной магнито-импульсной установке. Отдельные опыты были проведены в постоянном магнитном поле напряженностью до 16 МА/м (200 кЭ), создаваемом в соленоиде со сверхпроводящей обмоткой.

Показано, что магнитное поле оказывает влияние на превращение парамагнитного аустенита в ферромагнитный мартенсит, смещая мартенситную точку в сторону более высоких температур. В зависимости от напряженности магнитного поля это смещение может составлять десятки, сотню и более градусов, и, соответственно, значительно увеличивается степень превращения. Присутствие магнитных полей может вызывать мартенситное превращение в сплавах, в которых при обычных условиях охлаждения сохраняется чисто аустенитная структура, например, 50ХН23, 50Х2Н22, 30Н31. В сплавах с изотермической кинетикой мартенситного превращения, например, Н24Г4 присутствие магнитного поля в широком интервале температур, определяемом напряженностью поля, может привести к образованию мартенсита по атермическому типу.

Увеличение степени стабильности аустенита за счет измельчения зерна, пластической деформации не исключает возможность протекания мартенситного превращения в присутствии магнитного поля. В сплавах с низкими мартенситными точками под влиянием магнитного поля возможно изменение морфологической структуры мартенсита по сравнению со структурой мартенсита, полученного при охлаждении. Комплекс механических свойств мартенситно-аустенитной структуры определяется как прочностью мартенситной фазы, так и степенью фазового наклепа остаточного аустенита, находящегося в прямой зависимости от морфологии мартенсита.

Установлено, что под воздействием импульсного магнитного поля при температурах жидкого азота в аустенитных сталях, в которых происходит значительное образование мартенсита, соответственно увеличивается твердость и прочность сплавов. Поскольку $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение сопровождается увеличением объема, то это может влиять и на размеры изделий. Кроме этого, в области низких температур под влиянием магнитного поля наблюдается изменение магнитного состояния аустенита,

что в некоторой степени может отразиться на его стабильности по отношению к мартенситному превращению и инициировать образование α -фазы.

Результаты по влиянию магнитного поля на мартенситное превращение показывают, что при проектировании, изготовлении и эксплуатации устройств и конструкций, работающих при криогенных температурах и связанных с использованием постоянных или импульсных магнитных полей, следует предусматривать возможность ускоряющего действия магнитного поля на развитие мартенситного превращения. Этот эффект может наблюдаться и в сварных конструкциях, предназначенных для работы при криогенных температурах в присутствии сильных магнитных полей. В сварном шве, вследствие неизбежных ликвационных процессов, могут иметь место значительные отклонения от среднего химического состава основного металла, которые могут привести к образованию в присутствии магнитного поля в этой зоне некоторого количества мартенсита. Появление мартенсита или увеличение его количества в структуре неизбежно отразится на физико-механических свойствах сплавов, что может сказаться на эксплуатационных свойствах материала особенно при криогенных температурах.

МЕТОД АВТОМАТИЗИРОВАННОГО ВЫБОРА МОДЕЛЕЙ УПРУГО-ВЯЗКО-ПЛАСТИЧНОСТИ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИХ АДЕКВАТНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ КОНСТРУКЦИИ ПРИ СЛОЖНЫХ ПРОГРАММАХ НАГРУЖЕНИЯ

Гецов Л.Б.¹⁾, Мельников Б.Е.¹⁾, Семенов А.С.¹⁾ Шевченко Ю.Н.²⁾

1) С.-Петербургский государственный политехнический университет, Россия

2) Институт механики НАН Украины им. С.П.Тимошенко, Киев, Украина

guetsov@online.ru

Рассматриваются вопросы, связанные с реализацией многомодельного подхода, с целью создания автоматизированного выбора моделей упруго-вязко-пластичности, обеспечивающих адекватное определение напряженно-деформированного состояния конструкции при сложных программах нагружения.

Одним из этапов работы по внедрению многомодельного подхода в практику расчетов является определение области применения моделей деформирования материала, включенных в коммерческие конечно-элементные пакеты. Как показал проведенный анализ, использование этих моделей при усложнении условий нагружения для многих промышленных материалов приводит к неадекватному отображению поведения конструкций, из них изготовленных. Отсюда становится очевидным целесообразность расширения библиотеки моделей.

Предельные условия применения тех или иных моделей зависят от условий разрушения материалов. В свою очередь эти условия различны для материалов с различной пластичностью. Так, например, для хрупких материалов упруго-пластическое деформирование возможно только в условиях всестороннего сжатия, высокопрочные материалы могут становиться хрупкими в некоторых условиях двухосного растяжения, для хрупких материалов возможно накопление деформаций ползучести и т.д. Поэтому при аттестации моделей упруго – вязко- пластичности кроме условий нагружения и типов материалов следует различать их по уровню пластичности при одноосном растяжении и различиям между пределами текучести и прочности.

Рассмотрена применимость ряда моделей в условиях сравнительно сложных программ нагружения. В число таких моделей (теорий) включены: 1 - классическая теория пластического течения с линейным кинематическим упрочнением (Ишлинский, Prager, Ziegler); 2 - многоповерхностная теория (Б.Е.Мельников – А.С.Семенов); 3 - ряд моделей института механики НАН Украины (модели Ю.Н.Шевченко) и 4 - модель циклической пластичности и ползучести при пропорциональном нагружении (модель Л.Б.Гецова – М.Г. Кабелевского).

Анализ показывает, что возможности каждой модели ограничены. Причем, классическая теория пластического течения с линейным кинематическим упрочнением не обеспечивает адекватного описания неупругого поведения конструкций для многих типов материалов и во многих случаях сложного нагружения. Что касается моделей 2,3,4, то при ряде программ нагружения они оказываются предпочтительными.

Проведена верификация различных моделей путем сопоставления результатов расчета с экспериментом. Эксперименты проводились в условиях как одноосного, так и сложного напряженного состояний. Установлено, что расчеты по моделям 2,3,4 позволяют получить хорошее совпадение с экспериментом.

Основными элементами алгоритма автоматизированного выбора моделей является сопоставление данных о напряженно-деформированном состоянии конструкции, полученных в упругих расчетах (а затем и в неупругих расчетах) с тремя таблицами (заполненными на основе результатов анкетирования моделей):

- условия (вид) нагружения- эффекты поведения металлических материалов;
- условия (вид) нагружения - модели вязко-упруго-пластичности;
- модели вязко-упруго-пластичности- эффекты поведения металлических материалов.

Контроль за качеством решения осуществляется путем оценки его соответствия заданной точности и сопоставления с экспериментами по испытаниям в условиях проявления соответствующих эффектов, а также испытаний аналогичных конструкций.

Производится итерационный поиск адекватных моделей материала, позволяющий выбрать модели, обеспечивающие при равной точности решения минимальное время счета.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЗАПАСОВ ПРОЧНОСТИ ДЕТАЛЕЙ ЭНЕРГОУСТАНОВОК ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ РАСЧЕТОВ МКЭ

Гецов Л.Б.¹⁾, Марголин Б.З.²⁾, Ножницкий Ю.А.³⁾, Федорченко Д.Г.⁴⁾

- 1) *С.-Петербургский гос. политехнический университет, Россия*
- 2) *Центральный институт конструкционных материалов «Прометей», Санкт Петербург, Россия*
- 3) *ФГУП ЦИАМ им. П.И.Баранова, Москва, Россия*
- 4) *Энергомаш (ЮК)*

guetsov@online.ru, margolin@prometey2.spb.su sc.quality@relcom.ru,
fedorchenko_dmitri@Energomash.ru

Широкое распространение в расчетной практике проектирования газотурбинных двигателей коммерческих конечно-элементных пакетов поставило ряд вопросов, связанных с нормированием запасов местной прочности. Авторы сообщения предлагают для обсуждения вариант решения этой задачи. При этом предлагается широко использовать опыт нормирования запасов прочности, принятый в России, в США и Франции при проектировании оборудования и трубопроводов атомных энергоустановок. Обоснованность этого, в частности, связана с тем, что длительная эксплуатация, как газовых турбин, так и атомных реакторов вызывает изменение характеристик материала в связи с деградацией его структуры. В первом случае это вызвано пребыванием ответственных деталей при высоких температурах, во втором - преимущественно влиянием облучения. В обоих случаях имеют также место коррозионные повреждения, правда, развивающиеся по-разному.

Известно, что из-за неадекватной оценки местной прочности при эксплуатации турбин наблюдаются случаи повреждения деталей. К таким повреждениям можно, в частности, отнести: сетку трещин, обнаруживаемую на расточке роторов паровых турбин (возможно от дефектов и частых пусков) после длительной наработки; трещины на ободе дисков турбины ГТ100 от ползучести, трещины термической усталости на кромках и спинке охлаждаемых рабочих и направляющих лопаток ГТД.

В настоящем сообщении рассматриваются основные принципы нормирования запасов местной прочности деталей ГТД.

Обычно различают три типа процессов разрушения при статическом нагружении: а) хрупкое, б) вызванное исчерпанием кратковременной пластичности материала и в) вызванное ползучестью. Очевидно, что при нормировании местной прочности должна проводиться дифференциация запасов прочности по типу разрушения. Самый большой запас, естественно, должен приниматься для хрупкой прочности, для которой характерен наибольший разброс характеристик материала.

Статическая прочность пластичных материалов должна оцениваться по исчерпанию пластичности материала ϵ^* , в свою очередь, зависящей от скорости нагружения или от времени. При этом следует различать предельные состояния в условиях внутриверного или межзеренного разрушения. Рассмотрение критериев, принятых в атомных нормах прочности, а также предложенных в докладе подходов к оценке статической прочности и накопленный опыт эксплуатации различных деталей показывают, что всякие попытки ограничивать величину местных статических напряжений величиной предела текучести не имеют смысла.

В докладе рассматриваются различные подходы к оценке запасы циклической прочности как при нагружении в условиях жесткого цикла, так и при циклическом нагружении в общем случае, когда имеют место циклическое деформирование и вышагивание деформаций (характерное для мягкого цикла и обычно называемое "ratchetting"). К числу последних относятся расчетно-экспериментальные методы, методы расчета на приспособляемость и методы расчета прочности с использованием деформационных критериев разрушения.

МЕТОДЫ ОЦЕНКИ РЕСУРСА ЛОПАТОК ГАЗОТУРБИННЫХ ДВИГАТЕЛЕЙ С УЧЕТОМ ПРОЦЕССОВ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОРРОЗИИ

Гецов Л.Б.¹⁾, Рыбников А.И.²⁾, Круковский П.Г.³⁾, Иванов С.А.⁴⁾

1) *С.-Петербургский гос. политехнический университет, Россия*

2) *НПО ЦКТИ, С.Петербург,*

3) *Институт технической теплофизики НАН Украины, Киев*

4) *НИКТИТ, С.Петербург, Россия*

guetsov@online.ru, rybnicov@online.ru, kruk@i.kiev.ua

Описывается разработанная авторами сообщения методика оценки ресурса лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) без покрытий с учетом процессов высокотемпературной коррозии. Методика предусматривает получение необходимых для определения возможностей продления ресурса лопаток ГТД по данным о состоянии их поверхностного слоя после длительной эксплуатации.

Методика основана на использовании модели окисления - обезлегирования поверхности лопаток и экспериментальных данных о влиянии обезлегированного слоя на сопротивлении усталости и термической усталости.

Для расчетного определения глубины обезлегированного слоя за время, отвечающее ожидаемому ресурсу, используются экспериментальные данные о перераспределении легирующих элементов в поверхностном слое лопаток при температурах, соответствующих эксплуатационной модели, предварительно полученные на ограниченной базе (не более 1000 ч.) методом рентгеноспектрального микроанализа. По этим данным рассчитываются параметры диффузии путем решения обратной задачи диффузии.

Для определения ресурса лопаток в условиях воздействия процессов высокотемпературной коррозии а) экспериментально определяется зависимость усталостной прочности лопаток в зависимости от глубины обезлегированного слоя, б) рассчитывается уменьшение эффективного сечения лопатки, обеспечивающего сопротивление лопатки статическим нагрузкам. Принимается, что эффективное сечение лопатки уменьшается на площадь сечения, отвечающую окисленной и обезлегированной зонам. Ресурс лопаток определяется по величинам нормированных значений коэффициентов запаса статической и динамической прочности с учетом расчетного уменьшения длительной прочности и экспериментальных значений сопротивления усталости лопаток в условиях различной глубины обезлегированного слоя, отвечающих ее расчетным значениям при ожидаемых значениях ресурса.

В случае преимущественного развития локальных коррозионных повреждений типа язв ресурс лопаток определяется по величинам нормированных значений коэффициентов запаса динамической прочности и экспериментальных значений сопротивления усталости лопаток (или образцов) в условиях различной глубины язв, отвечающих ее значениям при ожидаемых значениях ресурса.

Рассматриваются экспериментальные данные по влиянию наработки на усталостную прочность турбинных лопаток без покрытий и примеры использования методики для определения ресурса лопаток.

ФОРМА МАРТЕНСИТА В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

В.М. Чертов *, Р.Н. Ростовцев **

* *Донецкий инженерно-физический центр, Украина*

** *Тульский государственный университет, Россия*

rr170262@uic.tula.ru

Изучению кинетики мартенситных и родственных им превращений посвящено большое количество работ. Условия протекания “взрывного”, атермического и изотермического превращений в углеродистых и легированных сталях, а также безуглеродистых сплавах на основе железа можно считать надежно установленными. В конструкционной стали широкого назначения, углеродистой и легированной, с содержанием углерода от 0,3 до 0,7 % и мартенситной точкой (M_H) выше 100°C превращение имеет, как правило, атермический характер. При этом образуется только недвойникованный (реечный, массивный) мартенсит. Путем изменения состава можно добиться снижения M_H в область температур, ниже комнатной. В этом случае при выдержке сплава вблизи мартенситной точки, превышающей по времени инкубационный период (обычно несколько часов), возможно образование изотермического мартенсита. В то же время, при определенном сочетании легирующих элементов (конструкционные стали мартенситного класса и пружинные стали перлитного класса) в результате изотермического превращения переохлажденного аустенита возможно образование нижнего бейнита. Вполне правомерно объяснить механизм бейнитного превращения спинодальным расслоением аустенита из-за перераспределения углерода при приближении к температуре начала (B_H) $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения, и его инициирование в областях, обедненных углеродом [1]. Однако при определении характера полученной структуры – разделении мартенсита, возможно образовавшегося при изотермической выдержке несколько ниже M_H , и нижнего бейнита – встречаются определенные затруднения. Одним из способов такого разделения является оценка “реакции” при нагреве на отпуск характеристик прочности и пластичности. Атермический мартенсит при отпуске превращается в мелкодисперсную смесь феррита и карбидов, отличающуюся повышенной прочностью и низкой пластичностью, причем последняя остается на довольно низком уровне до относительно высокой температуры отпуска. При отпуске нижнего бейнита его высокая пластичность еще более возрастает, симбатно с повышением прочности по экстремальному закону. Наши исследования приводят к однозначному выводу: в конструкционной стали невозможно образование изотермического мартенсита, в том числе, и из-за отсутствия достаточного инкубационного периода при изотермической закалке, то есть по кинетическим причинам. Остается единственная возможность образования атермического мартенсита и нижнего бейнита. При этом становится возможным объяснить образование нижнего бейнита в процессе изотермической выдержки при температуре начала мартенситного превращения и даже несколько ниже ее. M_H определяется обычно при непрерывном охлаждении. При изотермической закалке скорость охлаждения понижена; в области M_H , определенной методом “скоростной” закалки, начинается бейнитное превращение, а истинная температура мартенситного превращения в такой системе оказывается пониженной.

Список литературы

- 1.Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1986. 480 с.

КЛАСТЕРНЫЙ ПОДХОД В МЕХАНИКЕ ТВЕРДОГО ТЕЛА

Л.И. Гречихин

Белорусский национальный технический университет, Минск, Беларусь

Gretchihin@yandex.ru

Механика деформируемых твердых тел в настоящее время рассматривается с позиций микро-, мезо- и макроуровней. Долгое время деформация твердых тел описывалась путем количественного установления деформационных свойств на микроуровне с переходом на макроуровень с введением интегральных характеристик поведения твердых тел в условиях различных механических воздействий, минуя промежуточную фазу – образование наночастиц в виде кластеров с их внутренним строением и межкластерным взаимодействием. Этот пробел восполнила мезомеханика. Огромные успехи, достигнутые на этом уровне рассмотрения механических свойств твердых тел, позволили глубже познать деформационную динамику твердого тела, и особенно пластические свойства различных композиционных материалов. Однако в мезомеханике не рассматривается сам механизм образования сравнительно крупных частиц на микроуровне и их взаимодействие на мезоуровне. Рассмотрим эту проблему с позиций двухчастичной квантово-механической модели строения твердого тела применительно к механическим свойствам конструкционных материалов.

Двухчастичная квантово-механическая модель исходит из того, что взаимодействие частиц твердого тела обусловлено бинарным взаимодействием типа молекулы водорода с учетом строения кристалла. На близких расстояниях между взаимодействующими частицами волновые функции заметно перемешиваются с разными главными и азимутальными квантовыми числами. В результате образуются суперпозиционные состояния, которые характерны для атома водорода. Поэтому волновые функции в водородоподобном приближении наиболее верно должны отражать распределение электронной плотности внутри твердого тела. Полученные распределения электронной плотности для ряда материалов позволили полностью объяснить экспериментальные данные. Получены энергии связи, совпадающие с опытными данными. Частицы первой координационной сферы образуют основной кластер данного вещества. Вторая и третья координационные сферы формируются вследствие взаимодействия с основным кластером. Разрыв связи основного кластера с частицами третьей координационной сферы определяет фазовый переход второго рода. Фазовый переход первого рода определяется разрывом связи основного кластера со второй координационной сферой (плавление), а разрыв связи между частицами основного кластера определяет скрытую теплоту испарения. Кластеры внутри твердого тела создают кластерную решетку. Взаимодействие между кластерами при низких температурах определяется только ковалентной связью, а при высоких температурах включается обменное взаимодействие. Величина межкластерного взаимодействия определяет упругие и пластические свойства твердого тела. Упругие свойства твердого тела реализуются, когда энергия связи между кластерами меньше тепловой энергии свободных частиц, находящихся внутри межкластерного объема. Когда энергия межкластерного взаимодействия становится равной тепловой энергии свободных частиц в межкластерном объеме, то возникает пластическая деформация. Увеличение упругих свойств материалов в области пластической деформации определяется ростом обменного взаимодействия и ковалентной связи вследствие увеличения свободных частиц внутри межкластерного объема. Для алюминия и α -железа проведено сравнение с экспериментальными данными. С кластерных позиций вполне понятно почему макросвойства твердых тел объясняются в основном на мезоуровне. Микроуровень определяет только физическую основу, на которой строится мезомеханика. Дается обоснование причин возникновения эффекта памяти формы.

СООТНОШЕНИЕ СДВИГОВОГО И РОТАЦИОННОГО МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И ТИТАНА

Н.И. Носкова, Н.Ф. Вильданова, О.А. Елкина, И.А. Перетурина, Ю.И. Филиппов

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

noskova@imp.uran.ru

Проведено исследование методом «*in situ*» особенностей процесса деформации чистых металлов и многофазных сплавов в нанокристаллическом состоянии. Данные о механизме деформации чистых металлов Cu, Ni в нанокристаллическом состоянии (с размером зерна 30-70 нм) были получены ранее [1] и рассмотрены для наноструктур, возникающих при интенсивной пластической деформации (ИПД). Результаты исследования деформации методом «*in situ*» в нанокристаллическом (с размером зерна 40-60 нм) титане, полученном также методом ИПД (продольно-поперечной прокаткой) позволили учесть роль текстуры. Механизм деформации нанокристаллических сплавов на железной основе был изучен на полифазной наноструктуре (с размером зерна 6-10 нм), возникающей в результате нанокристаллизации аморфной ленты в вакууме [2]. Изучение механизма деформации в нанокристаллических сплавах на алюминиевой основе, полученных в результате микролегирования (0,1-0,5 % вес.) переходными и редкоземельными (Hf, Re, Ce) металлами и ИПД, привело к необходимости учета роли ультрадисперсных частиц второй фазы в развитии той или другой моды деформации.

Было обнаружено, что в нанокристаллических чистых металлах Ni и Cu с уменьшением размера нанозерен происходит смена механизма деформации: дислокационный механизм пластической деформации наблюдается до некоторого порогового размера нанозерна 60-70 нм, далее, при уменьшении размера зерна, механизм деформации становится дислокационно-ротационным и, наконец, сдвиговые моды деформации подавляются, а активизируются ротационные моды деформации, если размер нанозерна меньше 30 нм. Нанозерно, в последнем случае, под действием внутренних напряжений, возникающих в тройных стыках зерен, испытывает поворот относительно соседних зерен, при этом дислокации внутри зерна остаются неподвижными.

Деформация в нанокристаллическом титане и сплаве на железной основе развивается также за счет активизации ротационных мод деформации. Однако, для многофазного сплава с размером нанозерен (нанофаз) не выше 10 нм (например, в нанокристаллическом сплаве на железной основе $Fe_{73,5}Cu_1Nb_3Si_{13,5}B_9$) наблюдалась кооперативность ротационных мод, которая приводила к подстраиванию нанозерен друг к другу по ориентации, а затем к возникновению мезосдвига по границам нескольких одинаково ориентированных нанозерен.

В нанокристаллическом титане при деформации растяжением также наблюдается активизация ротационных мод деформации и появление мезоскопических деформационных сдвиговых полос. В результате действия ротационных мод деформации в объеме нескольких нанозерен возникают деформационные микродвойники одной ориентации. Эффект усиливается наличием кристаллографической текстуры. Это, в большинстве случаев, сопровождается возникновением повышенной пластичности нанокристаллического титана.

Результаты, полученные при исследовании механизма деформации в нанокристаллических алюминиевых сплавах, указывают на то, что уже в ходе получения на-

ноструктурного состояния при интенсивной пластической деформации происходит смена механизма пластической деформации от дислокационного к ротационному. Это, прежде всего, обнаруживается с некоторой степени деформации в появлении более слабой зависимости уровня микротвердости (H) от обратной величины квадратного корня из размера нанозерна (d) (рис.1).

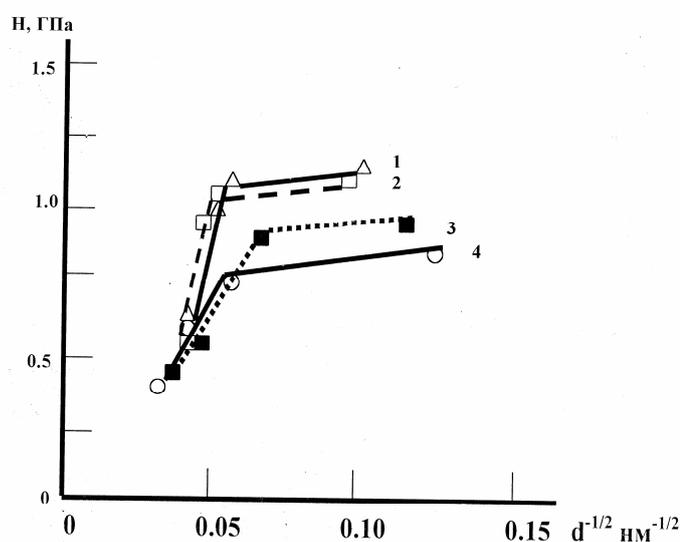


Рис.1. Зависимости Холла-Петча нанокристаллических алюминиевых сплавов, деформированных сдвигом под давлением: 1- Al+0.5%Ce, 2- Al+0.12%Zr, 3- Al+1%Hf, 4- Al+10%Mg

При этом происходит «очистка» объема нанозерна от решеточных дислокаций. Можно предполагать, что решеточные дислокации, достигая границ зерен, становятся зернограницными дислокациями. Этому, по-видимому, способствуют ультрадисперсные фазы, которые можно обнаружить на границах нанозерен методом просвечивающей электронной микроскопии в режиме высокого разрешения. С увеличением степени деформации включается ротационный механизм деформации, который приводит к реализации мезоскопических сдвигов по границам нанозерен.

Итак, размер нанозерна при формировании высокопрочного состояния нанокристаллического материала является одним из главных параметров только в том случае, когда основная активная деформация осуществляется сдвиговыми модами деформации и, в меньшей степени, мезоскопическим сдвигом. В последнем случае, ротационные моды деформации обеспечивают незначительную пластичность материала. Однако, возникающие в нанозернах деформационные микродвойники одинаковой ориентации, что, по-видимому, также связано с активизацией ротационных мод деформации, вызывают увеличение пластичности материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ – проект Р Урал № 02-02-96413

Список литературы

1. Носкова Н.И., Волкова Е.Г. Исследование деформации методом “*in situ*” нанокристаллической меди. // ФММ. 2001. Т. 91. № 6. С. 100-107.
2. Носкова Н.И., Волкова Е.Г. Исследование деформации “*in situ*” нанокристаллического сплава Fe_{73.5}Cu₁Nb₃Si_{13.5}B₉ // ФММ. 2001.Т.92. № 4. С.107- 111.

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЧНОСТИ ТОНКОСТЕННЫХ КОМПОЗИТНЫХ КОНСТРУКЦИЙ К МЕХАНИЧЕСКОМУ ДЕЙСТВИЮ ИМПУЛЬСНЫХ ИЗЛУЧЕНИЙ

А.В. Острик

Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия

ostrik@yescom.ru

В настоящее время достаточно подробно изучено механическое действие излучения (МДИ) различных диапазонов спектра на конструкционные материалы [1-3]. Однако прямое экспериментальное исследование последствий МДИ на элементы конструкций авиационной и космической техники не представляется возможным в связи с отсутствием мощных лабораторных источников излучения, способных генерировать необходимые плотности энергии на облучаемых поверхностях с размерами порядка нескольких метров [2]. Поэтому при испытаниях натуральных конструкций летательных аппаратов (ЛА) на прочность к МДИ используются моделирующие устройства воспроизведения нагрузок с параметрами, соответствующими характеристикам воздействующего излучения. При этом проблема исследования механического действия излучений на конструкции ЛА включает следующие три наиболее существенные группы задач и методы их решения.

1. Прогнозирование характеристик излучения (спектра, длительности, плотности энергии) на поверхности ЛА после прохождения воздушной среды и определение параметров энерговыделения в конструкциях при их облучении посредством численного моделирования переноса фотонов и вторичного электронного излучения (при достаточной жесткости спектра электроны способны перераспределению поглощенной энергии) в конструкционных материалах [4].

2. Оценка параметров механического действия излучения по определенному энерговыделению на основе математического моделирования газодинамических процессов в нагретом материале конструкции с учетом фазовых переходов, плазмообразования, переноса энергии тепловым излучением и других физических особенностей взаимодействия высокоинтенсивных потоков излучения с конденсированными средами [1, 3].

3. Исследование прочности конструкций посредством проведения их испытаний с моделированием полётных условий и воспроизведением с помощью специальных газодинамических устройств нестационарных нагрузок с параметрами, соответствующими МДИ [2].

Таким образом, в предлагаемом методе исследования прочности композитных конструкций к МДИ первые две группы задач решаются расчетным путем, а третья – экспериментально.

Поскольку непосредственное исследование прочности реализуется в третьей группе задач, то она рассматривается в работе более подробно. Потребность в оценке прочности конструкции ЛА возникает задолго до её создания на этапе её разработки и выбора наиболее оптимальных конструктивных решений. Однако, так как композитные материалы не существуют отдельно от конструкции, а создаются одновременно в одном и том же технологическом процессе, то, вообще говоря, экспериментальное исследование на прочность возможно лишь после изготовления изделия. Тем не менее, оказывается предпочтительным проводить исследования на фрагментах и только на конечном этапе осуществить несколько завершающих испытаний всей конструкции в целом. Это обусловлено, во-первых, существенно большей стоимостью композитного изделия по сравнению с его фрагментами, во-вторых, возможностью изготовления фрагментов по ряду прочностных характеристик близ-

ких к элементам конструкции (без создания последних) и, в-третьих, отсутствием устройств генерации низкоимпульсных нагрузок малой длительности на поверхностях с характерными размерами натуральных конструкций ЛА [2].

Как известно, по характеру своего воздействия и причинам, вызывающим разрушение тонкостенных конструкций, нестационарные нагрузки условно делятся на импульсные и динамические. Условия динамического нагружения реализуются в случае длительностей воздействия, сравнимых с периодом свободных колебаний тонкостенных конструкции и, по крайней мере, в 10...15 раз больших времени распространения возмущения по толщине. Разрушение тонкостенной конструкции при динамическом деформировании наступает из-за развития недопустимых прогибов и образования трещин.

В случае, когда длительность нагружения не только не превышает четверти периода колебаний, но и сравнима или меньше времени распространения возмущения по толщине конструкции, основной причиной разрушения является развитие волновых процессов, сопровождающееся образованием расслоений (в композитном материале) и отколов. Однако и при таком импульсном нагружении тонкостенных конструкций по мере затухания волн напряжений и роста их пространственной протяженности до размеров, соизмеримых с толщиной, процесс деформирования переходит в оболочечную стадию. Более того, применение защитных пористых покрытий, существенно снижая роль волновых процессов в разрушении конструкции, практически не защищает от образования трещин и развития недопустимых прогибов. Поэтому завершающие испытания конструкции в целом на прочность к динамическим нагрузкам, вызывающим оболочечную стадию деформирования, оказываются полезными и в том случае, когда по условиям эксплуатации предполагается воздействие только импульсно-волнового характера.

Таким образом, в соответствии с вышесказанным, исследование на прочность тонкостенных композитных конструкций к действию нестационарных нагрузок при МДИ представляется целесообразным проводить в два этапа. На первом этапе детально исследовать волновые процессы и вызываемые ими разрушения при действии импульсных нагрузок на фрагменты. На втором этапе провести завершающие испытания всей конструкции в условиях ее функционирования при воздействии динамических нагрузок, приводящих к оболочечной стадии деформирования, которая развивается после затухания волновых процессов. Проведение второго этапа испытаний связано с необходимостью моделирования полётных условий совместно с воспроизведением МДИ и требует разработки соответствующих устройств, некоторые из которых представлены в [2].

Работа выполняется при финансовой поддержке РФФИ, грант № 02-01-00743.

Список литературы

1. Анисимов С.Н., Имас Я.И., Романов Г.С. Ходыко Ю.В. Действие излучения большой мощности на металлы, –М.: Наука, 1970. 272с.
2. Лоборев В.М., Острик А.В., Петровский В.П., Чепрунов А.А. Методы моделирования механического действия излучений на материалы и конструкции. Научно-технический сборник №1.–Сергиев Посад. ЦФТИ МО РФ, 1997. 75с.
3. Грибанов В.М., Острик А.В., Слободчиков С.С. Тепловое и механическое действие рентгеновского излучения на материалы и преграды. – В кн: Физика ядерного взрыва: т. 2. Действие взрыва. –М.: Наука, Физматлит, 1997. С. 131-194.
4. Острик А.В. Расчет энерговыделения в задачах теплового и механического действия рентгеновского излучения на композитные преграды в неоднородной воздушной среде. // Межотраслевой научно-технический журнал "Конструкции из композиционных материалов", 2000. Вып. 4. С.9-20.

АНОМАЛИЯ СКОРОСТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Бурцев Б.И.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
dekan@oof.tisi.tomsk.su

Аномальная зависимость механических свойств сплавов со сверхструктурой $L1_2$ проявляется в увеличении деформирующих напряжений с ростом температуры. Для описания этого явления в разных температурных интервалах необходимо учитывать различные, специфические для данной группы сплавов, механизмы движения и блокировки сверхдислокаций. В данной работе исследуются особенности проявления этих механизмов в опытах по вариации скорости деформации и в опытах по релаксации деформирующих напряжений монокристаллов сплавов Ni_3Al и Ni_3Ge .

Скоростная чувствительность этих сплавов изучалась в широком диапазоне скоростей и температур, что позволило выявить температурно-скоростные интервалы, в которых обнаруживается аномальная скоростная зависимость механических свойств (величина деформирующих напряжений уменьшалась с увеличением скорости деформации). Было выяснено, что аномальной является форма скачка напряжений при изменении скорости деформации. В момент скачка возникает своеобразный «зуб текучести», после которого устанавливается стационарный процесс деформации. Обнаружилось, что для монокристаллов Ni_3Al ориентации $[001]$ наибольшую аномалию проявляет скачок напряжений, измеренный при температуре 773 К, когда скорость деформации изменялась в десять раз. При уменьшении или увеличении интервала изменения скорости деформации эффект уменьшался. Сравнительный анализ с другим сплавом данной сверхструктуры Ni_3Ge той же ориентации показал, что существуют различия в деформационном поведении между этими двумя сплавами в условиях вариации скорости пластической деформации. В Ni_3Ge скачки напряжений имеют существенно аномальный характер уже при температуре 373 К. Дальнейшее увеличение температуры приводило к еще более выраженному эффекту аномальной скоростной зависимости деформирующих напряжений. Аномалия скоростной зависимости деформирующих напряжений объясняется, исходя из того, что реакции нормальной и аномальной компоненты деформирующих напряжений на изменение скорости деформации имеют разный знак. Предложена схема изменения нормальной и аномальной составляющей в процессе вариации скорости деформации.

В опытах по релаксации деформирующих напряжений проведено исследование изменения скорости пластической деформации в зависимости от температуры, ориентации и величины приложенных напряжений. В результате были выявлены интервалы с аномальной температурной зависимостью скорости деформации, т. е. с увеличением температуры скорость пластического течения уменьшалась. Характер полученных зависимостей менялся в зависимости от ориентации оси деформации и типа сплава.

Для объяснения аномальной скоростной чувствительности сплавов со сверхструктурой $L1_2$ предложена математическая модель скорости деформации в этих сплавах. Полагается, что пластическая деформация осуществляется вследствие образования зон сдвига. При этом все дислокации разделены на категории: внутризонные дислокации, образовавшиеся вследствие образования барьеров Кира-Вильсдорф на винтовых сверхдислокациях, либо вследствие торможения краевых дислокаций при осаждении на них точечных дефектов ρ_k ; и периферийные дислокационные скопле-

ния, образованные заторможенными на границах зоны сдвига сдвигообразующими дислокациями (ρ_s).

С учетом того, что в сплавах со сверхструктурой L1₂ часть дислокаций из общей плотности дислокаций оказывается неподвижной, в связи с тем, что они заблокированы либо в барьерах Кирв-Вильсдорф, либо в конфигурациях, образовавшихся при осаждении точечных дефектов на сверхчастичные дислокации, что приводит к тому, что плотность подвижных дислокаций убывает с возрастанием температуры, скорость пластического сдвига представлена как

$$\frac{da}{dt} = \frac{\rho_s \left\{ 1 - 0,5 \left[\exp\left(-\frac{u_1}{kT}\right) + \exp\left(-\frac{u_2}{kT}\right) \right] \right\} b v_d}{\zeta(\rho_s + \rho_k)} \cdot \exp\left(\frac{u - \tau_s v}{kT}\right),$$

где u_1, u_2 – энергии активации блокировки сверхдислокаций; u, v – энергия активации и активационный термоактивированного движения сдвигообразующих дислокаций; b – вектор Бюргерса; v_d – частота Дебая; ζ – доля дислокаций леса.

Уравнение для скорости пластической деформации, дополненное уравнениями баланса для внутризонных и периферийных дислокаций образуют математическую модель скоростной чувствительности сплавов со сверхструктурой L1₂.

В работе анализируются экспериментальные результаты, полученные в опытах по вариации скорости деформации, релаксации напряжений и ползучести с учетом результатов математического моделирования.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ КАК АВТОВОЛНОВОЙ ПРОЦЕСС

Л. Б. Зуев, С. А. Баранникова, Т. М. Полетика

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

levzuev@mail.tomsknet.ru

В наших исследованиях последних лет [1, 2] было установлено, что пластическое течение металлов и сплавов является локализованным, начиная от предела текучести и заканчивая разрушением, причем формы локализации зависят от действующего на каждой стадии процесса течения закона деформационного упрочнения. Обнаружено существование четырех типов картин локализации пластической деформации, а именно:

- подвижный одиночный очаг течения на стадии площадки текучести, который в ряде случаев может быть отождествлен с фронтом Людерса;
- система синхронно движущихся вдоль образца со скоростью $10^{-5} \dots 10^{-4}$ м/с очагов локализованной деформации на стадии линейного упрочнения, образующих волновой процесс с длиной волны $5 \leq \lambda \leq 20$ мм;
- система стационарных эквидистантно расположенных очагов пластического течения на стадии параболического упрочнения;
- стационарный одиночный очаг пластического течения на стадии предразрушения (предвестник макроскопической шейки).

При этом вся пластическая деформация образца оказывается сосредоточенной в небольшом (обычно не более 10) числе очагов локализованной деформации, которые могут быть подвижными или стационарными. Материал между такими очагами пластически не деформируется, так что анализ процесса пластического течения может быть сведен к изучению кинетики и динамики развития картины локализации пластической деформации.

Проверка этих закономерностей на широком круге ГЦК, ОЦК и ГПУ моно- и поликристаллов чистых металлов и сплавов позволила установить общность этого утверждения, интерпретировать наблюдаемые особенности как результат самоорганизации элементарных актов пластичности [3], рассмотреть их как различные виды диссипативных структур (автоволновых процессов) в деформируемой среде [4] и получить обширную количественную информацию о характере автоволн локализации деформации. Было установлено следующее.

1. Автоволны обладают квадратичным законом дисперсии

$$\omega = 1 + k^2, \quad (1)$$

где $\omega = 2\pi/T$ – частота автоволнового процесса, а $k = 2\pi/\lambda$ – его волновое число.

2. Скорость распространения автоволн на стадиях линейного упрочнения и легкого скольжения обратно пропорциональна коэффициенту деформационного упрочнения $\theta = d\sigma/d\varepsilon$, то есть

$$V_{aw} = V_0 + \frac{\Omega}{\theta}, \quad (2)$$

причем константы V_0 и Ω различны для указанных выше стадий, а Ω имеет смысл потока энергии, протекающего через образец при испытании. Подобная форма зависимости ($V_{aw} \sim 1/\theta$) указывает на отличие природы обсуждаемых волновых процессов от природы известных волн пластичности [5], для которых $V_{pw} \sim \sqrt{\theta}$.

3. Длина волны локализованной деформации λ зависит от размера зерна D деформируемого материала по (логистическому) закону

$$\lambda = \frac{\lambda_0}{1 + C \cdot \exp(-aD)}, \quad (3)$$

в котором константы λ_0 и a связаны с шириной и толщиной образца. Это справедливо, по крайней мере, в интервале размеров зерен $5 \text{ мкм} \leq D \leq 10 \text{ мм}$.

4. Длина волны локализованной деформации λ логарифмически зависит от длины нагружаемого образца L

$$\lambda = \kappa \ln \frac{L}{L_0}, \quad (4)$$

причем наличие нижнего предела длины $L \approx L_0 \approx 15 \text{ мм}$, при котором $\lambda \rightarrow 0$, может объяснить существование размерного эффекта, наблюдаемого при испытаниях образцов разного размера, поскольку, как показала специальная проверка, при этом условии локализация пластической деформации в образце не реализуется.

5. Длина волны локализованной деформации пропорциональна среднему характерному размеру дислокационной субструктуры \bar{d} , получаемому при анализе электронномикроскопических картин распределения дислокаций в деформированном материале,

$$\lambda = \lambda_0 + \alpha \cdot \bar{d}. \quad (5)$$

6. Скорость движения очагов локализованной деформации при их слиянии на стадии, предшествующей образованию макроскопической шейки и разрушению образца, зависит от показателя параболичности $n \leq 1$ в законе пластического течения $\sigma \sim \varepsilon^n$

$$V_{aw} = V_0 (n - q)^2. \quad (6)$$

Так как $q \approx 0,5$, то очаги локализованного пластического течения на стадии параболического упрочнения неподвижны только при выполнении закона деформационного упрочнения Тейлора $\sigma \sim \sqrt{\varepsilon}$.

Автоволновые картины пластического течения оказались пригодными для детального анализа пластичности реальных сплавов [6], в том числе, в условиях сложной деформации при прокатке труб из сплавов циркония [7]. Их использование позволяет получить более полную и точную информацию о запасе пластичности металлов и сплавов в технологическом процессе по сравнению с традиционными характеристиками, например, удлинением и сужением поперечного сечения.

Список литературы

1. Zuev L.B. Wave phenomena in low-rate plastic flow of solids // Ann. Phys. 2001. Vol. 10. N 11-12. P. 965-984.
2. Зуев Л.Б., Данилов В.И., Семухин Б.С. Пространственно-временное упорядочение при пластическом течении твердых тел // Успехи физ. мет. 2002. Т. 3. Вып. 3. С. 237-304.
3. Малыгин Г.А. Процессы самоорганизации дислокаций и пластичность кристаллов // Успехи физ. наук. 1999. Т. 169. Вып. 9. С. 979-1010.
4. Васильев В.А., Романовский Ю.М., Яхно В.Г. Автоволновые процессы. М.: Наука, 1987. 240 с.
5. Шестоपालов Л.М. Деформирование металлов и волны пластичности в них. М.-Л.: Изд-во АН СССР, 1958. 268 с.
6. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. Pattern formation in the work-hardening process of single alloyed γ -Fe crystals // Int. J. Plasticity. 2001. Vol. 17. N 1. P. 47-63.
7. Zuev L.B., Zavodchikov S.Yu., Poletika T.M. et al. The self-excited waves of deformation localization and limited state criterion for Zr-Nb alloys // J. Mater. Process. Technol. Vol. 125-126. P. 287-294.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА АБРАЗИВНУЮ ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЗАЭВТЕКТОИДНЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

А.В. Макаров, Л.Г. Коршунов, В.М. Счастливец, И.Л. Солодова, И.Л. Яковлева

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
phym@imp.uran.ru

Исследованы закономерности изнашивания при скольжении по закрепленному абразиву высокоуглеродистых (0,83–1,84 мас.% С) сталей, подвергнутых закалке в воде (790–1200°C), обработке холодом (–196°C) и отпуску (75–700°C). Установлено принципиально различное влияние остаточного аустенита и концентрации углерода в мартенсите на сопротивление разрушению в условиях микрорезания (изнашивание по корунду) и пластического оттеснения (изнашивание по кремню). При пластическом оттеснении в значительно большей степени проявляется отрицательная роль повышенной хрупкости высокоуглеродистого (более 1% С) мартенсита. Формирование 60–70% метастабильного остаточного аустенита при высокотемпературной ($\geq 1000^\circ\text{C}$) закалке обеспечивает заэвтектоидным сталям максимальный уровень износостойкости в условиях микрорезания, однако приводит к пониженной износостойкости в условиях пластического оттеснения.

Электронномикроскопическим методом рассмотрено формирование при абразивном воздействии ультрадисперсной фрагментированной структуры и строчечных выделений мартенсита деформации в поверхностном слое стали с преимущественно аустенитной структурой. Рентгеновским методом изучено развитие $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения на поверхностях и в продуктах изнашивания сталей.

Мартенситные структуры с концентрацией углерода 0,7–1,3 мас.% характеризуются резким падением сопротивления абразивному изнашиванию при низкотемпературном (100–250°C) отпуске. Метастабильный остаточный аустенит, в отличие от мартенсита, сохраняет свои прочностные свойства при низком отпуске и препятствует снижению износостойкости закаленных сталей.

Избыточная карбидная фаза в количестве до 11 мас.% не оказывает заметного влияния на твердость и абразивную износостойкость заэвтектоидных сталей, закаленных от 790°C и отпущенных при 75–150°C, однако замедляет снижение твердости и износостойкости при температурах отпуска 175–300°C. Графитные включения, понижающие твердость закаленной, а также низкоотпущенной заэвтектоидной стали, не оказывают влияния на сопротивление изнашиванию в условиях микрорезания и пластического оттеснения. Сильное уменьшение твердости сталей в интервале температур отпуска 350–700°C сопровождается относительно небольшим снижением износостойкости, поскольку коагуляция не изменяет объемной доли карбидной фазы. Уровень абразивной износостойкости заэвтектоидных сталей, подвергнутых среднему и высокому отпускам, возрастает при увеличении объемной доли карбидов отпуска и практически не зависит от количества крупных избыточных карбидов.

1. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Структурные аспекты износостойкости сталей мартенситного класса // ФММ. 1994. Т.78. Вып.4. С.128-146.
2. Коршунов Л.Г. Структурные превращения при трении и износостойкость аустенитных сталей // ФММ. 1992. Вып.8. С.3-21.
3. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л. Износостойкость и деформационное упрочнение углеродистых и низколегированных инструментальных сталей в условиях трения скольжения с большими контактными нагрузками // Трение и износ. 2000. Т.21. № 5. С.501-510.

ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ ТЕРМОТРЕНИНГА НА ТЕМПЕРАТУРЫ СРАБАТЫВАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ В КОММУТАЦИОННЫХ УСТРОЙСТВАХ

Хусаинов М.А., Волнянская О.Ю., Андреев В.А.*

*Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого
Великий Новгород, Россия*

vestnik@novsu.ac.ru, hma@novsu.ac.ru

**Промышленный Центр МАТЭКС, Москва, Россия*
mateks@dol.ru

Одной существенной особенностью материалов с эффектом памяти формы, препятствующей их применению в ряде приложений, является гистерезис превращения. Температурный интервал фазового перехода у большинства сплавов на основе никелида титана составляет (30÷50)°С. Уменьшить гистерезис мартенситного превращения можно путем различных видов термомеханической обработки, но преодолеть барьер в 10-15°С зачастую не удается. В работе установлены необходимые условия и режимы пластической и термической обработки, при которых можно существенно уменьшить гистерезис мартенситного превращения (МП). Однако эти возможности могут быть осуществлены только на конкретных сплавах и в неполном интервале МП.

Исследования проводили на сплавах TiNi трех составов: Ti₅₀Ni₄₀Cu₁₀, Ti_{49,5}Ni_{50,5} и Ti_{50,4}Ni_{49,6} с температурами мартенситных превращений после прокатки со степенью обжатия $\varepsilon_{\text{общ}}=55\%$ и последующего отжига при T=500°С, 0,5 час. Термотренинг осуществляли по схеме: изгиб на оправке со степенью деформации $\varepsilon=1,3\%$ в мартенситном состоянии, жесткое защемление и термоциклирование через интервал полного мартенситного превращения в течение 15 термоциклов. Температуры МП до и после термотренинга и максимальные величины обратимой деформации (ε^{max}) приведены в таблице.

Характеристики сплавов на основе никелида титана

Тип сплава	Исходное состояние						После термотренинга					
	M _H °C	M _K °C	T _R °C	A _H °C	A _K °C	ε^{max} %	M _H °C	M _K °C	T _R °C	A _H °C	A _K °C	ε^{max} %
Ti ₅₀ Ni ₄₀ Cu ₁₀	32	25	—	51	59	3,5	35	25	—	49	58	3,0
Ti _{49,5} Ni _{50,5}	15	7	23	32	40	3,8	18	13	—	34	39	3,6
Ti _{50,4} Ni _{49,6}	48	35	—	72	85	2,8	52	34	—	65	82	2,5

По результатам исследований установлена взаимосвязь между температурами срабатывания (T_{cp}^{H} , $T_{\text{cp}}^{\text{OxL}}$) и величиной предварительной деформации ($\varepsilon_{\text{np}}^{\text{M}}$), заданной в мартенсите, пользуясь которой можно легко выбрать $\varepsilon_{\text{np}}^{\text{M}}$ при которой обеспечивается наиболее узкий интервал термоцикла. Циклы нагрев ↔ охлаждение осуществляли в интервале усилий генерируемых при нагреве $P^{\text{H}}=0,22\text{кг}$ и релаксируемых при охлаждении до уровня $P^{\text{OxL}}=0,15\text{кг}$. Жесткость упругого контртела составляла $K=0,37\text{кг/мм}$. В работе приводятся также кривые долговечности, характеризующие работоспособность сплавов в наиболее узких интервалах температур срабатывания. Показано, что термотренинг в большей степени стабилизирует мартенситную структуру сплавов, заметно уменьшая температурный интервал срабатывания $\Delta T_{\text{cp}} = T_{\text{cp}}^{\text{H}} - T_{\text{cp}}^{\text{OxL}}$ до 27°С — Ti_{50,4}Ni_{49,6} и 14°С — Ti₅₀Ni₄₀Cu₁₀.

Полученные данные использовались при создании термореле нового поколения.

ПРИМЕНЕНИЕ WAVELET ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ФРАКТАЛЬНЫХ СВОЙСТВ ПОВЕРХНОСТЕЙ МАТЕРИАЛОВ НА НАНОМАСШТАБНОМ УРОВНЕ

В.Л. Гиляров, В.Е. Корсуков, П.Н. Бутенко

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

Vladimir.Hilarov@mail.ioffe.ru

Метод сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) широко применяется для исследования структуры поверхностей твердых тел на микро- и наномасштабных уровнях. Результатом эксперимента является поверхностный профиль – высота поверхности $z(x,y)$ в различных местах этой поверхности (точках (x,y)). Как правило, функция $z(x,y)$ является крайне нерегулярной функцией, и для исследования ее свойств целесообразно применять статистические методы.

Для изучения статистических свойств поверхности в последнее время широко используются фрактальные методики, такие как: а) расчет фрактальной размерности (ФР) путем покрытия ее кубическими ячейками различных размеров с последующим расчетом числа непустых ячеек (box counting), б) метод нормированного размаха, разработанный Херстом, с) метод спектрального анализа, основанный на расчете спектра плотности с помощью преобразования Фурье и др. Сама величина ФР является мерой регулярности поверхности.

На примере анализа топограмм поверхностей аморфных сплавов, полученных методом сканирующей туннельной микроскопии, проиллюстрировано применение различных фрактальных методик для оценки регулярности поверхности, выражаемой ее ФР, и проанализировано различие ее величины, получаемой разными методами. Отмечено, что это отличие связано с самоафинным характером поверхности, обусловленным анизотропией скейлинга в плоскости поверхности и перпендикулярно ей.

Методом максимума модуля непрерывного вейвлет преобразования исследованы мультифрактальные свойства поверхностей аморфных сплавов. Показано, что исследуемые поверхности имеют широкий спектр мультифрактальных размерностей $f(h)$ (h - постоянная Гельдера), возникающий за счет флуктуаций локальной регулярности в различных точках поверхности. Поэтому, такие поверхности не могут быть описаны единым скейлинговым показателем типа ФР.

Изучено изменение характера спектра $f(h)$ боковой поверхности образцов аморфного сплава $Fe_{77}Si_{19}B_{13}$ на наномасштабном уровне при их механическом нагружении и выявлены закономерности этого изменения как функции внешней механической нагрузки. На начальных стадиях нагружения происходит уширение спектра при смещении его максимума в сторону больших значений (соответственно ФР в сторону меньших значений). Смещение максимума говорит о повышении степени регулярности поверхности, в то время как его уширение свидетельствует об увеличении неоднородности поверхности. Однако при дальнейшем увеличении нагрузки картина меняется – максимум спектра смещается в сторону меньших значений (ФР растёт), а ширина спектра уменьшается. Это говорит о том, что на поверхности при небольших нагрузках происходит разрушение существующей исходно фрактальной структуры, а затем, при больших нагрузках – появление новой фрактальной структуры. Можно предположить, что эта новая фрактальная структура предшествует разрушению поверхности.

ПРИМЕРЫ ИЗУЧЕНИЯ ФИЗИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУРАХ

Теодор Бречко

Варминско-Мазурский Университет в Ольштыне, Польша

Teodor.Breczko@uwm.edu.pl

Неразрывность твердого тела с дефектами кристаллической структуры сохраняется, благодаря внутренним напряжениям. Внутренние напряжения генерируются дефектами и имеют ориентацию, характерную для данного зерна, в основном, в зависимости от дислокационной структуры. Заторможенные на границах зерен дислокации в процессе пластических деформаций создают поле ориентированных напряжений в объеме отдельных зерен. В статье отмечается, что главные векторы ориентированных напряжений меняют ориентацию в процессе пластической деформации вдоль ломаной траектории нагрузки. Этот экспериментальный факт свидетельствует о существовании ориентированных напряжений, которые ведут себя аналогично магнитным доменам ферромагнетиков во внешнем магнитном поле.

Свойства магнитомягких ферромагнетиков изучали на примере отожжённых металлических стёкол на основе железа. Кристаллизация аморфных сплавов в зависимости от химического состава может происходить в различных температурных диапазонах. При этом в материале выявляется эффект хрупкости.

Исследования эволюции параметров тонкой структуры проводили на образцах аморфного сплава Fe-Cu-Nb-Si-B, отожженных в различных температурах из диапазона 693-803 К, с последующим изучением дифракционной картины и степени кристаллизации сплава. Методом гармонического анализа определялись среднеквадратичные микроискажения $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ (рис.1), а также величины когерентных блоков D (Рис.2).

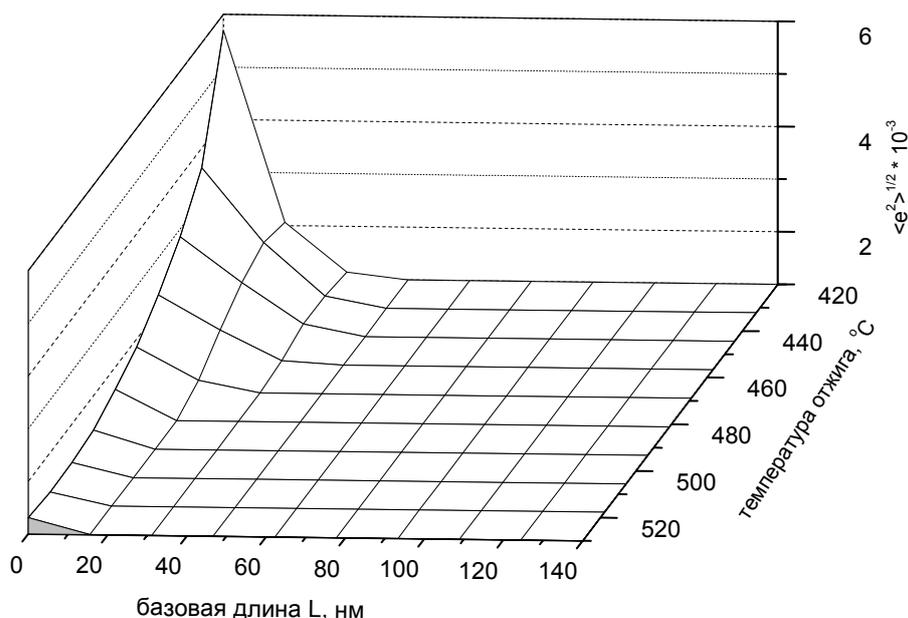


Рис. 1. Изменение среднеквадратичных микроискажений $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ в зависимости от температуры отжига проведенного в течение 30 минут

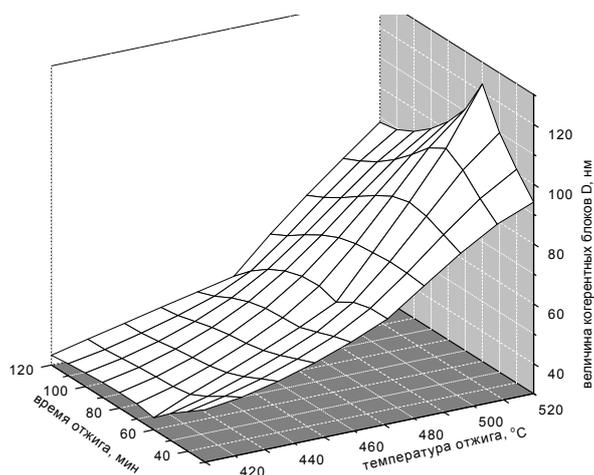


Рис. 2. Изменение величины когерентных блоков D в зависимости от температуры отжига, проведенного в течение 30 минут.

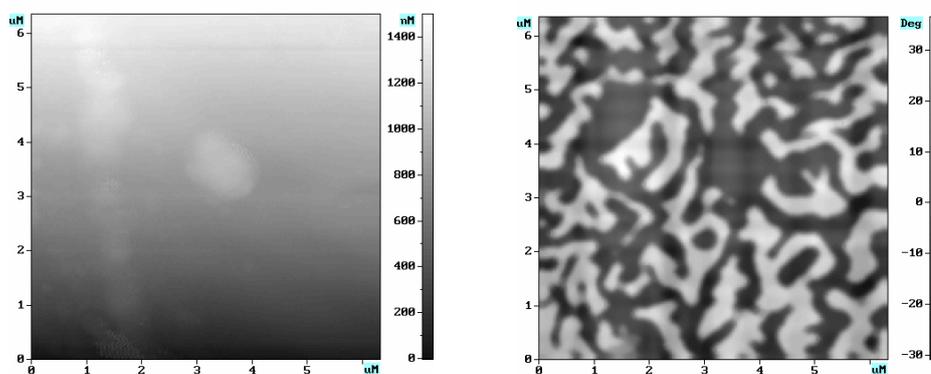


Рис. 3. Топография поверхности и структура магнитных доменов аморфного сплава Fe-Cu-Nb-Si-B в начальном состоянии

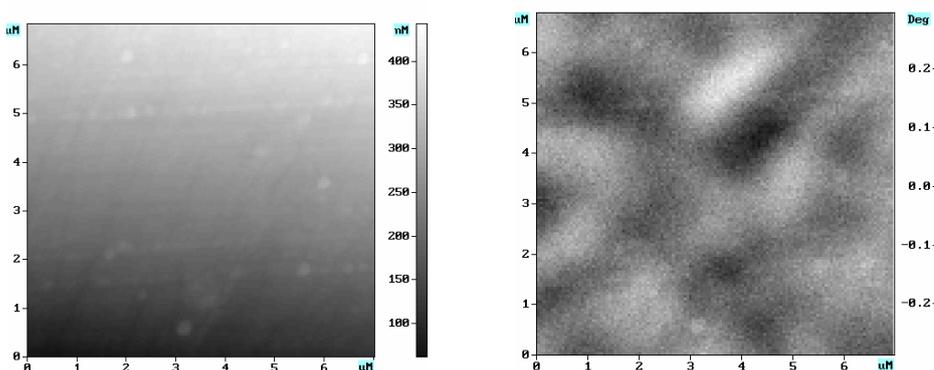


Рис. 4. Топография поверхности и структура магнитных доменов сплава Fe-Cu-Nb-Si-B после кристаллизации при температуре 803 К в течение 30 минут.

На рисунках 3 и 4 представлены результаты измерений структуры магнитных доменов в сплаве Fe-Cu-Nb-Si-B в исходном состоянии и после кристаллизации при температуре 803 К в течение 30 мин соответственно. Из рисунков 1-4 следует, что величина доменов и когерентных блоков в процессе отжига менялась аналогично.

РАЗВИТИЕ НЕМАРТЕНСИТНЫХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛЯХ ПРИ СИЛЬНОЙ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сагарадзе В.В.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

vsagaradze@imp.uran.ru

Упрочнение сталей при интенсивной холодной (100-400 К) деформации может сопровождаться не только измельчением зерна до наноуровня, но и развитием аномальных немартенситных (диффузионных) фазовых превращений, связанных с деформационно-индуцируемой генерацией точечных дефектов и дислокаций. К числу таких превращений, рассмотренных в данной работе, относятся перераспределение легирующих элементов, образование твердых растворов, растворение интерметаллидов, карбидов и оксидов в матрице сталей с ГЦК и ОЦК решетками [1]. Основными методами исследования в работе являются мессбауэровская спектроскопия, трансмиссионная электронная микроскопия и рентгенография. Используемый метод деформации – это сдвиг в процессе кручения дископодобных образцов в наковальнях Бриджмена при высоком давлении до 10 ГПа, который позволяет осуществлять чрезвычайно сильную деформацию без разрушения (степень истинной деформации ε – до 6-8 ед.).

В работе исследована кинетика деформационного растворения карбидов Fe_3C , VC и углерода в виде сажи в ОЦК и ГЦК сплавах; интерметаллидов Ni_3Ti , Ni_3Al , Ni_3Zr и Ni_3Si в ГЦК матрице Fe-Ni сплавов (температура $T = 298$ К, давление $P = 8$ ГПа, степень деформации $\varepsilon \sim$ до 6,7). Мессбауэровским методом показано, что изменение концентрации никеля в аустенитной матрице ΔC_{Ni} при деформационно-индуцированном растворении никельсодержащих интерметаллидов характеризуется прямопропорциональной зависимостью от истинной степени деформации ε (после определенной критической деформации ε_0): $\Delta C_{\text{Ni}} = K (\varepsilon - \varepsilon_0)$. Растворение зависит от природы частиц, интенсифицируется при снижении температуры деформации и уменьшении размеров частиц, а так же практически не зависит от параметров несоответствия решеток γ' фаз и γ - матрицы. Как показывают выполненные нами расчеты [2], деформационно-индуцированное растворение частиц при 200-300 К можно объяснить предварительным переводением атомов частиц в междоузельные положения и дрейфом междоузлий в поле напряжения дислокаций, перерезающих частицу.

Экспериментально обнаружено так же перераспределение атомов никеля в процессе сильной холодной деформации сплавов Fe – 12Cr – 30Ni, приводящее к обогащению никелем приграничных участков зерен. Это явление объясняется развитием обратного эффекта Киркендалла при диффузии точечных дефектов деформационного происхождения на стоки в виде границ зерен и субзерен. Определена единая природа (с определенными особенностями) воздействия на низкотемпературные фазовые превращения в сталях точечных дефектов различного генезиса (радиационного и деформационного происхождения). Обсуждаются возможности улучшения физико-механических свойств сталей в процессе развития немартенситных фазовых превращений при деформации.

1. Sagaradze V.V. Nonmartensitic phase transformations in steels upon heavy cold deformation. Phys.Met. and Metallogr., 2000, v.90, suppl.1, p. 18-35.
2. Кузнецов А.Р., Сагарадзе В.В. О возможном механизме низкотемпературного деформационного растворения интерметаллидных фаз в Fe-Ni-Ti сплавах с ГЦК решеткой. ФММ, 2002, т.93, №5, с.13-16.

МИКРОПЛАСТИЧНОСТЬ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ АЛМАЗОПОДОБНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

*Алехин В. П., **Надточий В. А.

**Московский государственный индустриальный университет*
topstaff@msiu.ru

***Славянский государственный педагогический университет*
slavgpi@slav.dn.ua

Проведенные ранее исследования [1] позволили объяснить физическую природу низкотемпературной микропластичности кристаллов с высоким рельефом Пайерлса (Ge и Si) в области малых и средних величин напряжений с позиций диффузионно-дислокационного механизма микродеформации. Сущность его заключается в том, что в области низких напряжений и температур при наличии градиента напряжений и химического потенциала точечных дефектов возникают направленные диффузионные потоки. Последние способствуют неконсервативному движению дислокаций, причем в приповерхностных слоях полупроводников указанные процессы протекают наиболее интенсивно вследствие того, что свободная поверхность является областью облегченного зарождения и стока точечных дефектов. Поскольку большинство исследований [2 – 4] в этой области были проведены на элементарных полупроводниках, важно было установить возможность микропластичности на полупроводниковых соединениях типа A_3B_5 , а также изучить структурные изменения в приповерхностных слоях.

Деформационные зависимости σ - ε и ε - t снимали на установке с электронно – механической системой регистрации деформации, максимальная чувствительность которой составляла 4 нм на базе 10 мм длины образца. Использовали монокристаллы Si (КЭС-0,1/0,5), Ge (ГЭ-45 ГЗ), GaAs (АГЧТ – 1 – 25а – 1) и InAs (ИМЭ –а) с плотностью ростовых дислокаций $\leq 10^3 \text{ см}^{-2}$. Образцы вырезали в форме прямоугольных призм с размерами ребер $4 \times 4,5 \times 10$ мм, ориентированных, соответственно, по направлениям [110], [112] и [111]. Выбирали 4 партии образцов (Si, Ge, GaAs и InAs) по 5 штук в каждой для проведения деформирования до напряжения $\sigma = 100$ МПа. Скорость деформации составляла 10^{-5} с^{-1} . На деформационных зависимостях σ - ε кристаллов были обнаружены участки микропластичности в виде ступеней. Для образцов Si микропластичность проявляется при напряжении $\sigma_{кр} = 72$ МПа, для Ge $\sigma_{кр} = 60$ МПа, в полупроводниках GaAs и InAs таких участков по два на соответствующих зависимостях. Поскольку нагружение осуществлялось на поверхности (111) и $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})$, то различие в критических напряжениях можно объяснить разными значениями энергии активации для перемещения дислокаций, что обнаруживалось в экспериментах по измерению микротвердости [5]. Энергия активации перемещения дислокаций при вдавливании индентора в поверхность А (111) выше, чем в В ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) поверхность (1,06 эВ для Ga (111) и 0,76 эВ для As (111)). Для всех исследованных соединений A_3B_5 отношение энергий активации движения 60° , α - и β -дислокаций соответствует $U_\beta/U_\alpha \cong 1,2 \div 1,5$ (при $\tau \cong 10^7$ Па). Напряжения начала микропластичности в условиях одноосного сжатия составляли для GaAs - 3,5 МПа и 5 МПа, а для InAs - 2,8 МПа и 4,5 МПа, что давало приблизительно такие же соотношения U_β/U_α , как и в условиях микроиндентации.

В работе исследовалось влияние ультразвукового (УЗ) облучения на дефектообразование в приповерхностных слоях Ge. Образцы указанных выше размеров ориентировались для сжатия вдоль направления [110], так что боковыми поверхностями

были кристаллографические плоскости (112) и (111). Деформация осуществлялась циклами сжатия - разгрузки до напряжения $\sigma = 150$ МПа с одновременным УЗ-облучением при мощности 5 Вт. Время нагружения в одном цикле составляло 0,5 часа, полное время испытаний длилось сутки при температуре 300К. Структурные исследования проводили с помощью оптической микроскопии, электронной просвечивающей и сканирующей микроскопии в режиме отбора вторичных электронов. Было обнаружено, что при циклическом нагружении Ge и одновременном УЗ-облучении на боковых поверхностях формируются «диски» и «дорожки» в результате миграции точечных дефектов, а также дислокационные петли. При отжигах деформированных образцов Ge в вакууме приповерхностная дефектная структура существенно не изменяется до температуры около 550°C. В интервале 550-650°C сплошной структурный рельеф, выявленный металлографически, переходит в островковый. В островковых образованиях наблюдаются кластеры из точечных дефектов и дислокационные петли. При более высоких температурах начинают отжигаться островки, а затем и дислокации.

Характерной особенностью низкотемпературной деформации в Ge и Si в интервале (77-300) К является то, что даже при напряжениях, близких к разрушающим, микропластичность проявляется в тонких приповерхностных слоях толщиной в несколько микрон. Общая величина пластической деформации при длительных испытаниях на ползучесть в указанном интервале температур обычно не превышает одного микрона. Однако электрические свойства приповерхностных слоев Ge и Si могут изменяться даже под действием очень малых напряжений. Так, при испытании на ступенчатую ползучесть кристаллов с ростовыми дислокациями одновременно с микропластической деформацией наблюдается изменение электросопротивления в приповерхностных слоях. При этом с помощью оптической и электронной микроскопии регистрируется смещение ростовых дислокаций и рассеяние их примесной атмосферы. В n-Ge это сопровождается увеличением сопротивления из-за снижения подвижности носителей заряда. При более высоких напряжениях генерируются новые дислокации и проявляется донорное действие деформации, что объясняется изменением электрической активности источников дислокационных петель – ростовых включений типа GeO_x [6].

Список литературы

- 1.Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М.: Наука, 1983. 280 с.
- 2.Надточий В.А., Нечволод Н.К., Голоденко Н.Н., Сущенко Д.Г. Электрические свойства кремниевых p-n переходов с дислокациями, созданными низкотемпературной деформацией // Proceedings of 4th International Symposium on Diamond Films and Related Materials. Харьков, 1999. С.327- 330.
- 3.Беленов Г.Н., Дрожжин А.И. Прочность, микропластичность и разрушение нитевидных кристаллов в условиях малого электрического тока и циклических изгибных колебаний с килгерцовой частотой // Изв. ВУЗ. 1995, т. 59 № 10 . С. 83-86.
- 4.Островский И.В., Стебленко Л.П., Надточий А.Б. Образование поверхностного упругого слоя в бездислокационных кристаллах кремния при ультразвуковой обработке // Физ. и техн. полупроводников. 2000, Т.34, №3. С.257-260.
- 5.Концевой Ю.А., Литвинов Ю.М., Фаттахов Э.А. Пластичность и прочность полупроводниковых материалов и структур. М.: Радио и связь. 1982. 239с.
- 6.Надточий В.А. Исследование закономерностей низкотемпературной микропластической деформации монокристаллического германия и кремния: Канд. дисс. физ.-мат.наук// Ин-т металлофизики. Киев., 1975. 160 с.

МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ И ОБРАЗОВАНИЯ ФРАГМЕНТИРОВАННЫХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Г.А. Малыгин

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

Как сейчас установлено, при больших пластических деформациях (сдвиговые деформации $\gamma > 1-10$) в кристаллическом материале формируется фрагментированная дислокационная структура с большими углами разориентации между соседними фрагментами, а на кривой деформационного упрочнения материала появляются дополнительные четвертая и пятая стадии упрочнения. На рис.1 они обозначены цифрами 4 и 5. В настоящем сообщении приведены результаты теоретического анализа [1,2] имеющихся в литературе данных по кривым деформационного упрочнения ряда г.ц.к. металлов (Al, Cu, Ni) и формированию в них фрагментированных дислокационных структур. Как и в случае первых трех стадий деформационного упрочнения, анализ базируется на уравнениях дислокационной кинетики.

Для поликристаллов с не слишком мелким зерном и монокристаллов, ориентированных для множественного скольжения, напряжение течения τ_s и эволюция плотности дислокаций ρ_s с деформацией на второй и третьей стадиях упрочнения описываются уравнениями [1]

$$\tau_s = \alpha_s \mu b \rho_s^{1/2}, \quad \frac{d\rho_s}{d\gamma} = k_2 \rho_s^{1/2} - k_3 \rho_s, \quad (1)$$

где b - вектор Бюргерса, μ - модуль сдвига, k_2 - коэффициент размножения дислокаций на дислокациях леса, k_3 - коэффициент аннигиляции винтовых участков дислокационных петель, $\alpha_s = f_s^{1/2} \alpha$ - эффективный коэффициент взаимодействия дислокаций, $f_s = \Delta\Lambda_c / \Lambda_c \approx 0.25 - 0.3$ [2] - не зависящая от деформации, в силу выполнения принципа подобия для ячеистых дислокационных структур, доля дислокаций в границах дислокационных ячеек, $\Delta\Lambda_c$ и Λ_c - ширина границ и средний размер ячеек.

Индекс S в (1) обозначает статистически случайные (по Эшби) дислокации. Согласно (1) напряжение τ_s в конце третьей стадии упрочнения (рис.1) равно $\tau_3 = \alpha_s \mu b \rho_3^{1/2}$, где $\rho_3 = (k_2 / k_3)^2$ - плотность дислокаций в конце третьей стадии.

Согласно [1,2], возникновение четвертой и пятой стадий упрочнения при больших деформациях вызвано неоднородностью пластической деформации и образованием так называемых геометрически необходимых (по Эшби) дислокаций (ГНД) вследствие локальных изгибов и кручений кристалла масштаба размеров дислокационных ячеек и фрагментов. Поскольку ГНД отличаются от статистически случайных дислокаций (на второй и третьей стадиях упрочнения) только источником своего происхождения, то их эволюция с деформацией должна контролироваться универсальным уравнением типа (1), но,

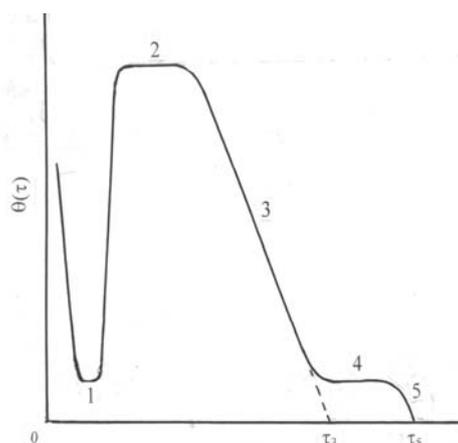


Рис.1. Зависимость коэффициента деформационного упрочнения от напряжения течения (схема).

возможно, с меньшими значениями коэффициентов k_2 и k_3 , принимая во внимание, что при больших деформациях образуются ГНД преимущественно одного знака и одного вида (например, краевые). Это обстоятельство ограничивает процессы размножения и аннигиляции ГНД, поскольку при низких и умеренных температурах оба процесса контролируются поперечным скольжением винтовых участков дислокационных петель.

Учитывая сказанное, напряжение течения и полная плотность дислокаций в кристалле, включая четвертую и пятую стадию упрочнения, равны [1]

$$\tau = \alpha \mu b \rho^{1/2}, \quad \rho(\gamma) = f_s \rho_s(\gamma) + f_G \rho_G(\gamma). \quad (2)$$

Здесь индекс G обозначает ГНД, $f_G = \Delta \Lambda_F / \Lambda_F \approx 0.05 - 0.15$ [3] - доля ГНД в границах фрагментов, не зависящая от деформации вследствие выполнения принципа подобия для фрагментированных дислокационных структур, $\Delta \Lambda_F$ и Λ_F - ширина границ и средний размер дислокационных фрагментов. Эволюция плотностей дислокаций ρ_s и ρ_G с деформацией, согласно второму уравнению (1), описывается выражениями

$$\rho_s = \rho_3 \left[1 - \exp\left(-\frac{1}{2} k_3 \gamma\right) \right]^2, \quad \rho_G = \rho_5 \left[1 - \exp\left(-\frac{1}{2} k_5 \gamma\right) \right]^2, \quad (3)$$

где $\rho_5 = (k_4 / k_5)^2$ - плотность ГНД в конце пятой стадии упрочнения, $k_4 = \delta k_2$ и $k_5 = \beta k_3$ - эффективные коэффициенты размножения и аннигиляции ГНД, $\delta < 1$ и $\beta < 1$ - численные коэффициенты. Напряжение в конце пятой стадии упрочнения (рис.1), согласно (2)-(3), равно $\tau_5 = c \tau_3$, где $c = (1 + f_G \delta^2 / f_s \beta^2)^{1/2}$, что хорошо соответствует экспериментальным данным [1]. Линейный характер связи напряжений τ_5 и τ_3 при разных температурах означает, что процессы динамического отдыха на третьей и пятой стадиях упрочнения контролируются одним и тем же механизмом.

В [2] проанализирован также механизм нарушения закона Тейлора-Поляни в случае фрагментированной дислокационной структуры. На рис.2 приведены данные для Ni [3], иллюстрирующие это обстоятельство. Кривая на рисунке демонстрирует теоретическую зависимость числа фрагментов в поперечном сечении прокатываемого образца

$$N(\varepsilon) = h(\varepsilon) / \Lambda_F(\varepsilon) = N_0 [1 - \exp(-0.5 m k_5 \varepsilon)] \exp(-\varepsilon),$$

где $N_0 = h_0 / \Lambda_5 = 6.6 \cdot 10^4$, $m k_5 = 1.06$, Λ_F - размер фрагментов, $h = h_0 \exp(-\varepsilon)$ - размер сечения.

Таким образом, дислокационно-кинетический подход позволяет с единых позиций объяснить процесс деформационного упрочнения г.ц.к. металлов как при средних, так и больших степенях деформации. Выполнение принципа подобия и нарушение закона Тейлора-Поляни для фрагментированных дислокационных структур означают, что фрагментированные дислокационные структуры образуются в результате динамического процесса самоорганизации геометрически необходимых дислокаций.

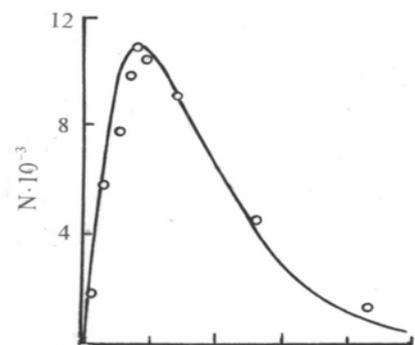


Рис.2. Зависимость числа фрагментов в сечении прокатываемого образца Ni [3] от деформации.

1. Малыгин Г.А. Физика твердого тела. 2001. Т.43, Вып.10. С.1832-1838.
2. Малыгин Г.А. Физика твердого тела. 2001. Т.44, Вып.11. С.1979-1986.
3. Hughes D., Hansen H. Acta Mater. 2000. V.48, N11. P.2985-3005.

СКОЛЫ ВБЛИЗИ ОТПЕЧАТКОВ МИКРОТВЕРДОСТИ В КОРУНДЕ, РАЗВИВАЮЩИЕСЯ ПОСЛЕ СНЯТИЯ НАГРУЗКИ

Ю.Г.Носов, Л.И.Деркаченко

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

p.antonov@mail.ioffe.ru

Неоднократно указывалось [1], что отпечатки, полученные при вдавливании алмазной пирамиды в поверхность корунда, могут содержать трещины. Трещины появляются на многих отпечатках, когда нагрузка на индентор составляет 80-100 г, а при нагрузках 150-200 г каждый отпечаток имеет обычно несколько трещин. Различают трещины вертикальные и горизонтальные или наклонные. Иногда трещины, образовавшиеся под поверхностью образца и ориентированные наклонно к оси индентора, выходят на поверхность. В этом случае около края отпечатка образуется скол, имеющий резкий контур. Данная работа посвящена изучению образования трещин и сколов при индентировании корунда и основное внимание обращено на то, что образование и развитие сколов вблизи отпечатка происходит в течение длительного времени после снятия нагрузки.

Отпечатки микротвердости наносились на грань (1000) монокристалла синтетического корунда при помощи прибора ПМТ-3 и нагрузке 200 г. Нанесение отпечатка, выдержка и снятие нагрузки проводили стандартным методом в течение 30-35 с. Длина диагонали отпечатка составляла ≈ 14 мкм при глубине 1.8-2 мкм. Сразу после снятия нагрузки у отпечатков наблюдались вертикальные трещины и, иногда, сколы. Дальнейшее наблюдение за сделанными отпечатками и их фотографирование показало, что новые сколы образуются постоянно в течение 20-30 дней после снятия нагрузки. Образование таких новых сколов наблюдалось у 15-20% сделанных отпечатков. Изучена последовательность явлений при формировании скола. На первом этапе наблюдаются прямолинейные трещины, начинающиеся вблизи углов отпечатка. Далее вершины трещин искривляются, и трещины движутся навстречу друг другу. Наконец, трещины смыкаются, образуя замкнутый контур скола. В дальнейшем, область материала, ограниченная этим контуром, может полностью отделиться от кристалла. Рассмотрены случаи возникновения нескольких сколов у одного отпечатка. Исследуется геометрия и приводятся размеры кристаллических пластинок, отделяющихся при сколе.

Наиболее вероятной причиной образования рассматриваемых сколов является действие остаточных растягивающих упругих напряжений в вершинах трещин, усиленное гидролитическим механизмом разрушения [2-4].

Исследование сколов показывает, что точный анализ результатов микроиндентирования поверхности материалов, обычно считающихся хрупкими, должен учитывать кинетику и последствие процесса.

Список литературы

1. Икорникова Н.Ю. Твердость синтетического корунда // Труды ИКАН. 1953. Вып.8. С.293-298.
1. Стокс Р.Дж. Разрушение. М.: Мир, 1976, Т.7. Ч.1. С.129.
2. Шпейзман В.В., Вовнобой В.Б., Козачук А.И. Влияние среды на усталостное разрушение синтетического корунда. // Физ. Хим. Обр. Матер. 1982. N3. С.113-117.
4. Берштейн В.А. Механогидролитические процессы и прочность твердых тел. Л.: Наука, 1987. 318 с.

РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ

А.М.Глезер

*Институт металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова
ГНЦ РФ “ЦНИИЧермет им.И.П. Бардина”, Москва, Россия
glezer@imph.msk.ru*

Проведено теоретическое и экспериментальное исследование влияния размера кристаллитов исходной (высокотемпературной) фазы на характер протекания мартенситного превращения в сплавах Fe-Ni и Ti-Ni-Cu. Показано, что всегда существует критический размер, подавляющий мартенситное превращение в процессе охлаждения. Количественное значение размерного параметра, определяющего склонность к превращению, зависит от способа получения структуры исходной фазы (деформация-отжиг, закалка из расплава, контролируемый отжиг аморфного состояния), а также от типа мартенситного превращения.

Проведена аналогия между размерным эффектом для дислокационного пластического течения и для атермического мартенситного превращения. Показано, что, во-первых, в обоих случаях степень протекания процесса зависит от размера кристаллита в соответствии с соотношением Холла-Петча. и что, во-вторых, в обоих случаях существует критический размер кристаллита, подавляющий реализацию процесса. Предложена структурная классификация, согласно которой переход от субмикрористалла к нанокристаллу с позиции физики пластической деформации соответствует критическому размеру кристаллита, подавляющему дислокационную моду пластического течения.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ФАСЕТИРОВАНИЯ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН

Б.Б. Страумал

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Моск. Обл., Россия
straumal@issp.ac.ru

Фасетирование – феномен давно известный как для свободных поверхностей, так и для внутренних поверхностей раздела, в частности, границ зерен (ГЗ). Фасетирование можно рассматривать как фазовый переход, если исходная поверхность или граница зерен диссоциирует на плоские сегменты, энергия которых ниже энергии исходной поверхности или ГЗ. Для исследования фасетирования ГЗ был методом Бриджмена выращен цилиндрический бикристалл меди, в котором ГЗ имеет форму замкнутого цилиндрического кольца. Фасетирование ГЗ было изучено при температурах 1293, 1073, 1023, 973, 873 и 673 К. Профили канавки термического травления на ГЗ Сигма-3 и Сигма-9 были измерены с помощью атомно-силовой микроскопии. Для границ Сигма-3 и Сигма-9 были построены энергетические диаграммы Вульфа и зернограничные фазовые диаграммы. Показано, что с понижением температуры в огранке ГЗ появляются все новые фасетки со все меньшей плотностью совпадающих узлов (то есть с меньшей величиной элементарной ступени). При 1293К на ГЗ Сигма 3 наблюдаются две фасетки, а при 673 К – уже шесть. Это явление можно объяснить фазовым переходом огранения на ГЗ. Во второй части работы для исследования фасетирования ГЗ были методом направленной кристаллизации выращены плоские [1,1,-2,0] монокристаллы цинка чистотой 99.999 вес. %. Индивидуальные вытянутые двойниковые пластины были получены с помощью небольшой деформации монокристаллов. Полученные двойниковые пластины расположены перпендикулярно к поверхности и имеют одинаковую ширину по всей длине. Стационарная форма медленно перемещающейся асимметричной двойниковой границы (АДГЗ), расположенной на конце двойниковой пластины, изучалась непосредственной в высокотемпературной приставке к оптическому микроскопу в поляризованном свете в интервале от 319°С до 419°С. Ниже 349°С на вершине двойниковой пластины наблюдается только фасетка 1, которая практически параллельна плоскости (1,1,0,2) и составляет угол 84° с когерентной ДГЗ. Выше 349°С появляется вторая фасетка 2. Она практически параллельна плоскости и составляет угол 46° с когерентной ДГЗ. Между 349°С и 404°С фасетки сосуществуют. Выше 404°С остается только фасетка 2. Была также измерена температурная зависимость подвижности АДГЗ. Показано, что измерения энергии активации подвижности коррелируют с фасетированием. Для двойниковых границ в цинке были построены энергетические диаграммы Вульфа и зернограничные фазовые диаграммы, содержащие линии двух наблюдавшихся фазовых переходов. В третьей части работы для исследования фасетирования ГЗ были методом направленной кристаллизации выращены плоские бикристаллы алюминия чистотой 99.999 вес. %. Предварительные эксперименты продемонстрировали существенное отличие фасетирования двойниковых ГЗ Сигма-3 в этих бикристаллах от фасетирования таких же ГЗ в меди – материале с такой же кристаллической решеткой, как и Al.

Авторы благодарят РФФИ (проект 01-02-16473), НАТО (проект PST.CLG.979375) и Миннауки и образования ФРГ (WTZ-проект RUS 00/209).

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ СМАЧИВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В АЛЮМИНИИ РАСПЛАВОМ НА ОСНОВЕ ЦИНКА

Б.Б. Страумал, О.А. Костина, С.А. Поляков, С.Г. Протасова

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Моск. Обл., Россия
straumal@issp.ac.ru

Зернограничные фазовые переходы смачивания были изучены в поликристаллах Al–Zn с содержанием цинка 10, 20, 30, 40, 60, 75 и 85 вес. % в интервале температур 490–630 °С. Было обнаружено, что выше 620 °С все границы зерен в твердой фазе, богатой алюминием, были смочены жидкой фазой. Ниже 440°С границ зерен, смоченных жидкой фазой, не наблюдалось. Таким образом, были определены минимальная и максимальная температуры зернограничного фазового перехода смачивания. Между 440 и 620 °С доля смоченных границ зерен постепенно увеличивается с увеличением температуры от 0 до 100 %. Были выращены три бикристалла алюминия с границами наклона [110] – малоугловой с максимальной (для малоугловых границ) энергией, высокоугловой с максимальной (для высокоугловых границ) энергией и высокоугловой двойниковая граница с минимальной (для высокоугловых границ) энергией. Максимальная температура фазового перехода смачивания наблюдается для двойниковой границы. Сформулирована гипотеза о том, что зернограничные фазовые переходы предсмачивания или предплавления могут объяснить необычное явление высокоскоростной сверхпластичности, наблюдаемое в системах Al–Mg–Zn в узком температурном интервале непосредственно под линией объемного солидуса.

Авторы благодарят РФФИ (проект 01-02-16473), НАТО (проект PST.CLG.979375), Минобразования РФ (проект "Интеграция") и Миннауки и образования ФРГ (WTZ-проект RUS 00/209).

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ СМАЧИВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ЦИНКЕ ЖИДКОЙ И ТВЕРДОЙ ФАЗАМИ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Б.Б. Страумал, С.А. Поляков, В.Г. Сурсаева, А.С. Хрущева, О.А. Костина

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Моск. Обл., Россия

straumal@issp.ac.ru

Для изучения зернограничных фазовых переходов смачивания в системе Zn–Al были выращены три бикристалла цинка с границами наклона $[1,0,-1,0]$ – малоугловой с максимальной (для малоугловых границ) энергией, высокоугловой с максимальной (для высокоугловых границ) энергией и высокоугловой, двойниковая граница с минимальной (для высокоугловых границ) энергией. Одиночные границы в бикристаллах цинка приводились в контакт с расплавом Zn–Al в интервале температур 383–418 °С. На всех трех границах наблюдается фазовый переход смачивания в интервале температур 400 – 410 °С. Двойниковая граница (граница зерен с минимальной энергией) обладает максимальной температурой смачивания, выше которой граница заменяется на слой жидкой фазы и контактный угол равен нулю. Зернограничные фазовые переходы «смачивания» твердой фазой (обволакивания) были изучены в поликристаллах Zn–Al с содержанием цинка 85 и 95 вес. % в интервале температур 200–377 °С. При максимальной, из изученных, температуре 377 °С около половины границ зерен Zn/Zn покрыты прослойкой фазы, богатой Al. При понижении температуры доля таких границ снижается, и ниже 377 °С фаза, богатая Al, на всех границах не имеет форму прослойки, а представляет собой отдельные частицы. Такое явление образования прослойки твердой фазы (Al), разделяющей зерна фазы (Zn) при повышении температуры аналогично фазовому переходу смачивания жидкой фазой.

Авторы благодарят РФФИ и Минпромнауки Московской области (проект 01-02-97039), НАТО (проект PST.CLG.979375), Минобразования РФ (проект "Интеграция") и Миннауки и образования ФРГ (WTZ-проект RUS 00/209).

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ФАСЕТИРОВАНИЯ НА ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦАХ В ЦИНКЕ

Б.Б. Страумал, В.Г. Сурсаева, С.А. Поляков, А.С. Хрущева

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Моск. Обл., Россия
straumal@issp.ac.ru

Фасетирование границ зерен (ГЗ) наблюдается вблизи от так называемых разориентаций совпадения. В этом случае решетки обоих зерен формируют решетку совпадающих узлов (PCY), которая характеризуется параметром Σ (обратная плотность совпадающих узлов). В большинстве случаев фасетки ГЗ лежат в плоскостях PCY с высокой плотностью совпадающих узлов. Монокристалл Zn $[11\bar{2}0]$ был выращен методом направленной кристаллизации из цинка чистотой 99,999 wt.%. Отдельные вытянутые двойниковые пластины, имеющие постоянную толщину и перпендикулярные поверхности образца, были получены с помощью легкой деформации монокристалла. Параллельные стороны двойниковой пластины сформированы симметричными двойниковыми ГЗ или фасетками $(100)_{PCY}$. Стационарная форма медленно мигрирующего конца двойниковой пластины была изучена *in situ* в поляризованном свете с использованием высокотемпературной приставки к оптическому микроскопу в температурном интервале от 317 до 417 °C. Ниже 357 °C конец двойниковой пластины содержит только одну плоскую фасетку, а именно ассиметричную двойниковую ГЗ $(010)_{PCY}$, которая составляет угол около 45° с ГЗ $(100)_{PCY}$. При увеличении температуры от 357 до 412 °C соотношение длин фасеток $(010)_{PCY}$ и $(110)_{PCY}$ увеличивается от 0 до 1. Выше 412 °C на конце двойниковой пластины присутствует только одна фасетка $(110)_{PCY}$. Была также измерена температурная зависимость подвижности ассиметричных двойниковых ГЗ. Показано, что измерения энергии активации подвижности коррелируют с фасетированием. Построена фазовая диаграмма для двойниковых границ зерен в Zn, содержащая линии фазовых переходов фасетирования ГЗ. Ранее нами было показано, что ГЗ обладают особой структурой и свойствами в ограниченной области температур и разориентаций θ вблизи от разориентаций совпадения θ_{Σ} . С увеличением $\Delta\theta = |\theta - \theta_{\Sigma}|$ и температуры происходит фазовый переход "специальная ГЗ – ГЗ общего типа". Отношение параметров a и c кристаллической решетки в Zn зависит от температуры. Поэтому фазовый переход фасетирования ГЗ $(010)_{PCY} \rightarrow (010)_{PCY} + (110)_{PCY} \rightarrow (110)_{PCY}$ может быть вызван соответствующими изменениями PCY в цинке.

Авторы благодарят РФФИ (проект 01-02-16473), НАТО (проект PST.CLG.979375), Минобразования РФ (проект "Интеграция") и Миннауки и образования ФРГ (WTZ-проект RUS 00/209).

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ СМАЧИВАНИЯ И ПРЕДПЛАВЛЕНИЯ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН В СИСТЕМЕ МО–NI

Б.Б. Страумал, С.А. Поляков, В.Н. Семенов

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Моск. Обл., Россия

straumal@issp.ac.ru

Жидкофазное спекание широко используется при изготовлении изделий из тугоплавких сплавов, так как добавка металлов с более низкой температурой плавления, Ni или Cu, резко ускоряет процесс уплотнения и последующего спекания Mo или W. Жидкофазное спекание контролируется сложной конкуренцией таких диффузионных и недиффузионных процессов, как миграция границ зерен, миграция жидких прослоек и проникновение жидкой фазы по границам зерен. Последний из этих процессов может происходить лишь в случае, когда контактный угол θ в месте выхода границы зерен на межфазную границу твердой и жидкой фаз равен нулю $\theta = 0$. Существует температура T_w , выше которой ($T > T_w$) контактный угол $\theta = 0$, а при $T < T_w$ $\theta > 0$. Такое превращение называется зернограничным фазовым переходом смачивания и контролируется соотношением энергии границы зерен и межфазной границы. Выше граница зерен не может существовать в равновесном контакте с расплавом и должна заменяться прослойкой жидкой фазы. До сих пор жидкофазное спекание не рассматривалось с точки зрения зернограничных фазовых переходов смачивания из-за недостатка данных о температурных зависимостях контактных углов. Поэтому нами были выращены два цилиндрических бикристалла молибдена с симметричными границами наклона [110] из Mo с чистотой 99,95 вес. %. Углы разориентации составили 20° и 70°. Эти бикристаллы были нарезаны на пластинки толщиной 2,5 мм. Слой Ni чистотой 99,999 вес. % наносился на эти бикристаллы и на поликристаллическую Mo фольгу чистотой 99,9 вес. % и толщиной 0,5 мм в вакууме с помощью быстрого нагрева электронным лучом. Бикристаллы и поликристаллы со слоем никеля отжигались затем в вакууме при температуре 1200 от до 1780 °С. После закалки на поперечном шлифе измерялись контактные углы θ как для бикристаллов, так и для поликристаллов. На поликристаллах θ измерялось в каждом образце для 100 границ. Угол θ для бикристаллов и среднее значение угла θ для поликристаллов снижается с ростом температуры от 180° до 0°. Это означает, что в системе Mo–Ni происходит фазовый переход смачивания на границах зерен. Выше 1360°С все границы в Mo смочены расплавом. Первые смоченные границы появляются уже при 1320 °С. Анализ полученных нами экспериментальных данных и опубликованных в литературе сведений о жидкофазном и активированном спекании позволил посторить на объемной фазовой диаграмме Mo–Ni новые линии зернограничных фазовых переходов смачивания и предплавления.

Авторы благодарят РФФИ (проект 01-02-16473), НАТО (проект PST.CLG.979375), и Миннауки и образования ФРГ (WTZ-проект RUS 00/209).

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ФАСЕТИРОВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В МЕДИ

Б.Б. Страумал, С.А. Поляков

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Моск. Обл., Россия
straumal@issp.ac.ru

Фасетирование – феномен давно известный как для свободных поверхностей, так и для внутренних поверхностей раздела, в частности границ зерен (ГЗ). Фасетирование можно рассматривать как фазовый переход, если исходная поверхность или граница зерен диссоциирует на плоские сегменты, энергия которых ниже энергии исходной поверхности или ГЗ. Для исследования фасетирования ГЗ был методом Бриджмена выращен цилиндрический бикристалл меди, в котором ГЗ с разориентацией Сигма-9 имеет форму замкнутого цилиндрического кольца. Зерно 1 в этом бикристалле полностью окружено зерном 2. В процессе роста бикристалла происходит частичная диссоциация ГЗ с разориентацией Сигма-9 на две ГЗ с двойниковой разориентацией Сигма-3. Двойники возникают вместо фасетки $\{111\}_1/\{115\}_2$. Фасетирование ГЗ было изучено при температурах 1293, 1073, 1023, 973, 873 и 673 К. Профили канавки термического травления на ГЗ Сигма-3 и Сигма-9 были измерены с помощью атомно-силовой микроскопии. Для границ Сигма-3 и Сигма-9 были построены энергетические диаграммы Вульфа и зернограничные фазовые диаграммы. Показано, что с увеличением температуры фасетки с низкой плотностью совпадающих узлов исчезают из равновесной огранки границы. Это явление может быть связано с фазовым переходом огранения на ГЗ.

Авторы благодарят РФФИ (проект 01-02-16473), НАТО (проект PST.CLG.979375) и Миннауки и образования ФРГ (WTZ-проект RUS 00/209).

КРИТЕРИИ РАЗРУШЕНИЯ: ПРЕИМУЩЕСТВА И РАЗЛИЧИЯ

В.М.Чертов

ИТА БРМ, Россия

chertovv@mail.ru

Для определения фундаментальных механических свойств пластичных металлических материалов проводится ряд испытаний. Полученные данные являются основанием для расчета критериев сопротивления зарождению и развитию трещины при нагружении.

В.С.Иванова [1] считает необходимым и достаточным при испытании на разрыв, определить предел текучести, относительное сужение, полную удельную работу деформации и, при испытании на внецентренное растяжение, трещиностойкость K_{1c} .

Полная удельная работа вычисляется как $W_c = 0,5(\delta_{0,2} + S_k) \cdot \varepsilon_{пр}$, где $\varepsilon_{пр} = \ln(1/1 - \psi)$. Трещиностойкость определяется при испытании образцов с трещиной как $K_{1c} = n\delta\sqrt{l}$, где δ – напряжение, соответствующее началу самопроизвольного развития трещины. Размерность K_{1c} МПа·м^{1/2} не имеет физического смысла. Критерием сопротивления материала зарождению трещин $K_{зт}$ является отношение $W_c/\delta_{0,2}$; критерием сопротивления развитию трещины $K_{рт}$ – произведение $K_{1c} \cdot \delta_{0,2}$.

При таком подходе высокопрочная сталь с пониженным уровнем пластичности имеет высокие значения $K_{зт}$ и низкие – $K_{рт}$. Для стали низкой прочности и высокой пластичности характерна обратная зависимость.

В.А.Скуднов [2] пришел к выводу о возможности применения иной методики расчета критериев – по результатам одних испытаний на разрыв, с определением W_c . Критерием сопротивления зарождению трещин остается отношение $W_c/\delta_{0,2}$; критерием сопротивления развитию трещины становится произведение $K_{рт} = 0,5W_c\delta_{0,2}$. Размерность $K_{рт}$ (Дж/м²) · МПа не проясняет физического смысла этого критерия.

Определенной подвижкой в разрешении проблемы размерностей и физического осмысления процессов разрушения является работа Л.С.Кремнева [3], обосновавшего переход от трещиностойкости – в ее нынешнем понимании – к энергии трещиностойкости, причем без изменения методики испытаний. Вместо K_{1c} определяется $A_{1c} = 2\delta l$ Дж/м². Эта характеристика соответствует работе, затрачиваемой на деформацию до образования трещины.

Сравнение с КС позволяет оценить работу зарождения и работу развития трещины для разных материалов (следовательно, при такой методике, кроме внецентренного растяжения, нужно проводить еще испытания и на ударный изгиб).

Определяя $K_{зт}$ и $K_{рт}$ по Ивановой, или $K_{зт}$ и $K_{рт}$ по Скуднову, или A_{1c} и КС (ударная вязкость) по Кремневу, можно всесторонне оценить поведение различных металлических (и не только металлических – замечает Л.С.Кремнев) материалов при нагружении. Результаты сравнимы между собой и могут иметь определенный физический смысл, соответствуя фактическим данным.

По значениям $K_{зт}$ и $K_{рт}$ (методика Скуднова) произведена оценка структурного состояния трубной, нержавеющей, конструкционной, пружинной стали, титановых сплавов в различных структурных состояниях. Это позволяет выбрать соответствующие режимы операций для получения оптимального соотношения свойств различных сплавов.

Работа выполнена в рамках проекта МНТЦ 1580.

Список литературы

1. В.С.Иванова. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. М.: Наука. 1992. 292 с.
2. В.А.Скуднов. Оценка структурно-напряженного состояния сталей с помощью комплексов разрушения. Н.Новгород.: НГТУ. 2001. 29 с.
3. Л.С.Кремнев. О критериях трещиностойкости и их размерностях // Сб. Докл. Всерос. Науч.-техн. Конф. «Методы и технические средства оперативной оценки структурно-механического состояния металла элементов конструкций машин». М.: МЭИ. 2002. С. 103-112.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ, АНАЛИЗ РЕСУРСОВ ЗАКРИТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И УСЛОВИЙ МАКРОРАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В. Э. Вильдеман

Пермский государственный технический университет, Россия,
wildemann@pstu.ac.ru

Работа посвящена изучению возможностей управления процессами разрушения структурно неоднородных сред, использования их деформационных и прочностных резервов с целью создания материалов, способных приспосабливаться к заданному процессу деформирования за счет реализации равновесных режимов диссипации упругой энергии. Рассматриваются вопросы экспериментально-теоретического исследования основных закономерностей накопления повреждений неоднородных сред на закритической стадии деформирования, формирования условий макроразрушения композиционных материалов, развития численно-аналитических методов описания стохастических структур и решения нелинейных краевых задач.

Закритическое деформирование структурно-неоднородных сред, подверженных деструкции различной природы при механическом воздействии, является одним из важных механических процессов, требующих проведения специальных исследований [1]. Напряженно-деформированное состояние, называемое критическим, соответствует моменту достижения максимальных напряжений, а закритическая стадия при феноменологическом описании характеризуется снижением уровня напряжений при прогрессирующих деформациях. Деформирование данного рода осуществимо для локального объекта в составе механической системы с необходимыми свойствами. В противном случае происходит неравновесное накопление повреждений и макроразрушение как результат потери устойчивости процесса деформирования на закритической стадии. Важно, что в зависимости от условий нагружения каждая точка на ниспадающей ветви диаграммы может соответствовать моменту разрушения. Предложены математические модели многостадийных процессов деформирования и разрушения изотропных, трансверсально-изотропных и ортотропных материалов на основе использования тензора поврежденности четвертого ранга, теории пластичности анизотропных сред и разработанных схем изменения деформационных свойств в критических поврежденных состояниях. Дана формулировка, обоснование, проведен анализ свойств решений краевых задач механики неупругого деформирования и разрушения структурно-неоднородных тел с граничными условиями контактного типа, коэффициенты которых определяются свойствами нагружающих систем, что позволило учесть влияние последних на устойчивость процессов накопления повреждений [2]. Рассмотрены вопросы построения нелокальных критериев разрушения, позволяющих описать акт разрушения как переход от стабильной к нестабильной стадии повреждения в результате силового взаимодействия зоны разрушения и окружающей среды — нагружающей системы.

Предлагаемая постановка позволяет с единых позиций описывать упругопластическое деформирование и разрушение нагруженного тела, сопровождаемые возникновением и развитием зон с различной степенью поврежденности, областей разупрочняющегося материала и зон разрушения. Численный анализ требует разработки эффективных методик и алгоритмов построения матриц влияния для учета в рамках краевых задач механики разрушения с граничными условиями контактного типа действительных свойств нагружающих систем. Дано теоретическое обоснование возможной стабилизации процесса повреждения за счет управления свойствами нагружающей системы. Проведено сравнение результатов решения задач для исследу-

дуемых поврежденных тел, окруженных деформируемыми областями, играющими роли нагружающих систем, с решениями для выделенных поврежденных тел, подвергнутых деформированию либо нагружению (по программам, соответствующим исходным задачам). Показано, что с позиций анализа устойчивости процесса повреждения и условий разрушения указанные случаи не являются эквивалентными. Определение действительных свойств нагружающих систем путем построения соответствующих матриц влияния и использование контактных граничных условий позволяет адекватно описать переход от стабильной стадии разрушения к лавинообразной.

Получены новые решения физически нелинейных краевых задач механики зернистых, слоистых, волокнистых и слоисто-волокнистых композитов с учетом процессов структурного разрушения. Исследована эволюция зон пластичности и разупрочнения в отдельных элементах конструкций и компонентах композитов.

Рассматриваются результаты численного моделирования, описания и исследования стадий разрушения поликристаллических материалов в зависимости от статистических характеристик деформационных и прочностных свойств, формы, размеров и ориентации элементов, прогнозирование эффективных характеристик прочности и трещиностойкости.

Анализируются полученные экспериментальные данные об увеличении ресурсов закритического деформирования дисперсноупрочненных волокнистых металлокомпозитов в результате предварительного повторно-переменного силового воздействия, а также вопросы использования вычислительных экспериментов в качестве элементов методического обеспечения опытного определения характеристик неупругого деформирования материалов в условиях возникающей неоднородности полей напряжений.

Новые теоретические результаты, постановки и решения краевых задач механики закритического деформирования служат основой исследования процессов деформационного разупрочнения материалов в конструкциях и оценки их живучести. Обеспечение условий реализации стадии закритического деформирования связано с равновесным протеканием процесса накопления повреждений, более полным использованием деформационных ресурсов. Анализ закономерностей и способов управления процессами накопления повреждений в структурно-неоднородных телах на закритической стадии деформирования представляет собой источник повышения прочностных свойств проектируемых композиционных материалов.

Рассматриваются некоторые новые элементы методологии прочностного анализа, включающие обоснование методик исследования безопасности конструкций и сооружений на основе оценки их приспособления и живучести, базирующейся на решениях сформулированных краевых задач механики разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке по гранту РФФИ-Урал № 01-01-96479.

Список литературы

1. Вильдеман В.Э., Соколкин Ю.В., Ташкинов А.А. Механика неупругого деформирования и разрушения композиционных материалов. М.: Наука, Физматлит, 1997. 288 с.
2. Вильдеман В.Э. О решениях упругопластических задач с граничными условиями контактного типа для тел с зонами разупрочнения // ПММ. 1998. Т. 62, вып. 2. С. 304–312.

ВЕРОЯТНОСТНАЯ ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ ПОТОКОВ ДРОБИ ПРИ ДРОБЕОБРАБОТКЕ С ЦЕЛЬЮ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ

М. М. Матлин, В. О. Мосейко, В.В. Мосейко

Волгоградский государственный технический университет, Россия,
detmash@vstu.ru

Показана необходимость учета взаимного столкновения падающей и отскочившей от обрабатываемой поверхности дроби, которое ограничивает эффективность дробебетной или пневмодробеструйной обработки. Предложенная модель случайного распределения дробинки в потоке и наносимых ими отпечатков на обрабатываемой поверхности по закону Пуассона позволила дать количественную оценку параметров потоков дроби и вероятности взаимного столкновения дробинки.

Повышение эффективности дробеобработки ограничивается рядом причин, в том числе и частичным экранированием падающего потока дроби отраженным. При этом часть энергии дроби тратится на ее соударение, истирание и раскол еще до того, как она достигнет обрабатываемой поверхности. Этот эффект выражен тем сильнее, чем выше плотность потока дроби, особенно при малых углах ее падения α (отсчитываемых от вертикали к обрабатываемой поверхности).

Принятое пуассоновское распределение дроби в падающем потоке может характеризоваться [1]:

- объемной плотностью поля дробинки $\lambda_0 = \frac{q_0}{mU_0}$,

где q_0 - удельный расход дроби; m - масса дробинки; U_0 - их скорость;

- средневероятным числом дробинки $a_0 = \lambda_0 V$ в объеме V ;

- вероятностью нахождения хотя бы одной дробинки в заданной сфере радиусом r

$$P_0 = 1 - \exp\left(-\frac{4}{3}\pi r^3 \lambda_0\right);$$

- наивероятнейшим расстоянием между ближайшими дробинками $(2\pi \lambda_0)^{\frac{1}{3}}$.

Распределение отпечатков дроби на обрабатываемой поверхности также считаем пуассоновским с параметрами:

- поверхностная плотность $\lambda_s = \frac{q_0 \cos \alpha}{m} t$,

где t - время обработки;

- средневероятное число отпечатков $a_s = s\lambda_s$ на площади S ;

- вероятность попадания хотя бы одного отпечатка в заданный круг радиусом r

$$P_1 = 1 - \exp\left(-\frac{4}{3}\pi r^2 \lambda_s\right);$$

- наивероятнейшее расстояние между ближайшими отпечатками $(2\pi \lambda_s)^{\frac{1}{2}}$.

При выборе в качестве цели попадания площади отпечатка $\pi r_{\text{отп}}^2$ получим вероятности (или степени) однократного

$$P_1 \approx 1 - \exp(-a_{s\text{omn}}),$$

двукратного

$$P_2 \approx 1 - (1 + a_{s\text{omn}})\exp(-a_{s\text{omn}}),$$

трехкратного

$$P_3 \approx 1 - (1 - a_{s\text{omn}} - \frac{a_{s\text{omn}}^2}{2})\exp(-a_{s\text{omn}}),$$

и многократного покрытия

$$P_n = 1 - \sum_{k=0}^{n-1} \frac{a_{s\text{omn}}^k}{k!} e^{-a_{s\text{omn}}},$$

в том числе, полученное ранее Савериным М. М. [2] выражение для степени покрытия

$$\psi = 1 - \exp(-b_1 \frac{d_{\text{omn}}^2 N \cos \alpha}{L} t),$$

где

b_1 - коэффициент пропорциональности, равный $\pi/(4B\mu)$ - для дробеметной обработки и $\pi/(4\Omega)$ - для пневмодробеструйной обработки;

μ - угол рассеивания дроби в плоскости вращения ротора дробемета с шириной окна B ;

Ω - телесный угол активной конусообразной части факела дроби при пневмодробеструйной обработке.

Полученные и другие выражения, например, для степени покрытия в зависимости от расхода дроби G для обработки площади S

$$\psi \approx 1 - \exp(-\frac{\pi r_{\text{omn}}^2}{S} \cdot \frac{G}{m}),$$

и для вероятности того, что падающие дроби будут «сбиты» хотя бы раз дробинок отраженного потока

$$P' \approx \exp(-\pi D^2 \lambda_0 \frac{\cos \alpha}{k \sin(\alpha + \beta)} x),$$

где D - диаметр дроби,

k - коэффициент восстановления полной скорости дроби при ударе [3],

β - угол отражения дроби [2],

x - глубина фронта обработки,

позволяют выявить связи между параметрами потока дроби при дробеобработке и назначить их рациональные значения при заданной эффективности процесса.

Список литературы

1. Вентцель Е.С., Овчаров Л.А. Теория вероятностей. - М.: Наука, 1973.- 368 с.
2. Саверин М.М. Дробеструйный наклеп. - М.: Машгиз, 1955. 200 с.
3. Матлин М.М., Мосейко В.О., Мосейко В.О. Отскок дроби при ее косом неупругом ударе о шероховатую преграду. В межвуз. сб. науч. тр. "Автоматизация технологических процессов в машиностроении". ВолГТУ. Волгоград, 2002. – 128 с.

РОЛЬ ДИСПЕРСНОГО ДВУХФАЗНОГО СОСТОЯНИЯ В ФОРМИРОВАНИИ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВОВ CuAu И Cu₃Au.

Н.Д. Земцова, И.Г. Кабанова

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,
Zemtsova@imp.uran.ru

При механических испытаниях упорядоченных сплавов Cu₃Au и CuAu реализуется необратимая положительная температурная зависимость предела текучести [1,2]. На рис.1 приведена такая зависимость для сплава CuAu.

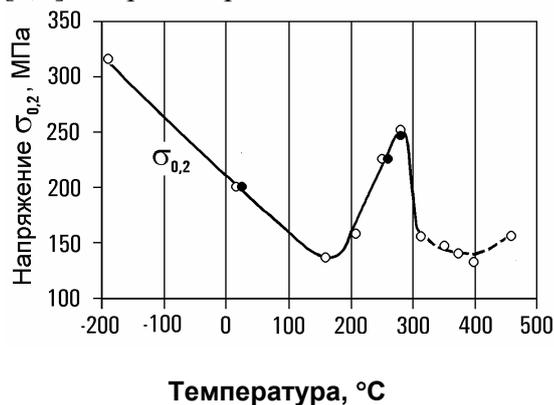


Рис.1. Изменение предела текучести упорядоченного зёрно-монокристаллического сплава CuAu в процессе нагрева – светлые точки (○). Тёмные точки (●) – значение предела текучести после закалки от соответствующих температур.

Главной причиной увеличения предела текучести обоих сплавов является формирование при нагреве достаточно равномерно расположенных локальных разупорядоченных областей размером 2-8 нм внутри упорядоченных доменов. Этот процесс продемонстрирован методом высокотемпературной электронной микроскопии.

Дифракционные отражения от двух изоструктурных фаз A1 и L1₂ удалось зарегистрировать на электронограммах сплава Cu₃Au только при повышенных температурах, когда в меньшей степени, чем после закалки, проявляются упругие когерентные искажения решёток этих фаз. При нагреве, начиная с 280°C, на электронограммах появляются тяжи, пересекающие сверхструктурные рефлексы. При 300-350°C последние приобретают вытянутую эллипсоидную форму. Такая же форма сверхструктурных рефлексов свойственна сплавам в состоянии ближнего упорядочения. Это дало нам основание назвать изучаемое структурное состояние ближним разупорядочением. Выше 350°C, вплоть до полного разупорядочения, регистрируются структурные отражения, как от упорядоченной фазы, так и от разупорядоченной фазы, причём вытянутая морфология сверхструктурных отражений сохраняется. Такая морфология рефлексов обычно отражает двухфазное модулированное структурное состояние сплава.

Для сплава CuAu с неструктурным характером разупорядочения – A1 + L1₀ – получить подобные электронограммы не удалось из-за повсеместного динамически неустойчивого характера структуры, проявляющегося в её интенсивном мерцании. На наш взгляд, доказательство формирования дисперсного состояния с периодическим расположением двух фаз в сплаве CuAu в широком интервале температур ниже критической температуры упорядочения (410°C и 385°C) получено в работе [3]. На рис.2 воспроизведены основные экспериментальные результаты этой работы, полученные методом экспрессной рентгеновской съёмки непосредственно в ходе установления стабильного состояния при различных температурах.

Расщепление сверхструктурного отражения (110) на три максимума в температурном интервале 370-380°C можно интерпретировать следующим образом: центральный максимум – сверхструктурное отражение от упорядоченной фазы, 2 рядом расположенных сателлита – результат периодического расположения областей упорядоченных и разупорядоченных фаз. С понижением температуры образца интенсивность сателлитов и угловое отклонение от центрального сверхструктурного отражения уменьшается, что свидетельствует об уменьшении объёмной доли и увеличении периода расположения разупорядоченной фазы в упорядоченной матрице. Авторы [3] отмечают, что широкий максимум (110) с плоской вершиной регистрируется на рентгенограммах вплоть до самой низкой температуры 260°C, которую они использовали в эксперименте. Постепенное уменьшение периода модуляции с повышением температуры приводит к более отчётливому разрешению дифракционных отражений. Таким образом, на основании собственных экспериментальных результатов и данных [3] мы поддерживаем выводы авторов [4, 5] и считаем, что фаза, формирующаяся в интервале 385-410°C, также является модулированной: с периодическим расположением разупорядоченных прослоек в упорядоченной матрице, а не самостоятельной равновесной длиннопериодной CuAu II.

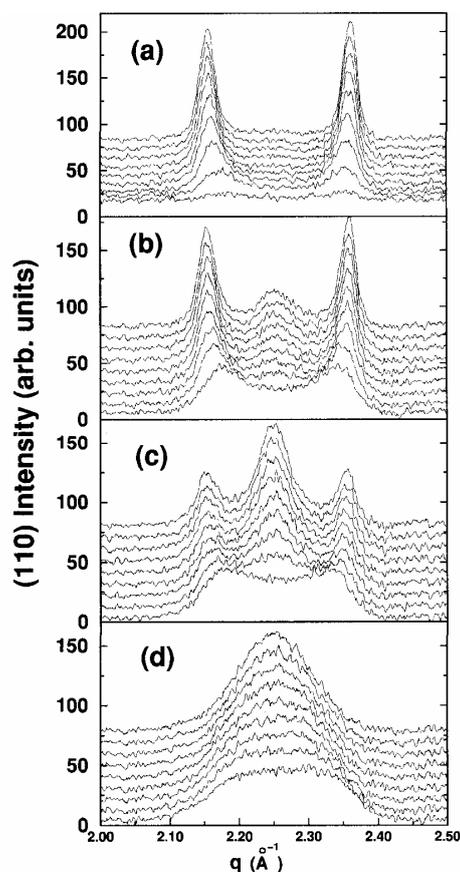


Рис. 2 [3]. Изменение со временем картин рассеяния (110) линии при температурах 430-390°C (a), 380°C (b), 370°C (c), 320°C (d).

В каждом случае самая нижняя картина получена через 90 сек после установления температуры. Последующие картины снимались с интервалом 90 сек и наносились с повышением

температуры образца интенсивность сателлитов и угловое отклонение от центрального сверхструктурного отражения уменьшается, что свидетельствует об уменьшении объёмной доли и увеличении периода расположения разупорядоченной фазы в упорядоченной матрице. Авторы [3] отмечают, что широкий максимум (110) с плоской вершиной регистрируется на рентгенограммах вплоть до самой низкой температуры 260°C, которую они использовали в эксперименте. Постепенное уменьшение периода модуляции с повышением температуры приводит к более отчётливому разрешению дифракционных отражений. Таким образом, на основании собственных экспериментальных результатов и данных [3] мы поддерживаем выводы авторов [4, 5] и считаем, что фаза, формирующаяся в интервале 385-410°C, также является модулированной: с периодическим расположением разупорядоченных прослоек в упорядоченной матрице, а не самостоятельной равновесной длиннопериодной CuAu II.

В интервале 250-385°C реализуется двухфазное состояние с периодическим расположением округлых областей разупорядоченной фазы в упорядоченной матрице, причём их сопряжение с упорядоченной матрицей упругонапряжённое, дисклинационного характера [2]. Именно поэтому разрушение образцов при механическом испытании, начиная с 300°C, оказывается чрезвычайно хрупким.

Авторы благодарны Российскому фонду фундаментальных исследований (проект Р Урал № 02-02-96414) за материальную поддержку.

1. Земцова Н.Д., Перетурина И.А. К вопросу о природе положительной температурной зависимости предела текучести бинарного сплава Cu₃Au // Физ. мет. и металловед. 1994. Т.77, Вып. 4. С.152-168.
2. Земцова Н.Д., Перетурина И.А. Температурная зависимость предела текучести упорядоченного эквиатомного сплава CuAu // Физ. мет. и металловед. 2000. Т.90, №5. С. 84-91.
3. Malis O., Ludwig K.F. Jr. Kinetics of phase transitions in equiatomic CuAu // Physical Review B.1999. Vol.60, № 21. P. 14675-14682.
4. Williams R.O. Long-period superlattices in the copper-gold system as two-phase mixtures. Met.Trans. 1980.Vol.11A. № 2. P.247-253.
5. Paxton A.N., Polatoglou H.M. Origin of the modulated phase in copper-gold alloys. // Phys.Rev. Lett. 1997. Vol. 78. P. 270-273.

СУБСТРУКТУРА И ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ В УМЗ МАТЕРИАЛАХ. ПРОБЛЕМА СООТНОШЕНИЯ ХОЛЛА-ПЕТЧА

Э.В.Козлов, *А.Н.Жданов

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия

**Алтайский государственный технический университет, Барнаул, Россия*

rozlov@mail.tomsknet.ru

Доклад посвящен анализу выполнимости соотношения Холла-Петча в ультрамелкозернистых (УМЗ) материалах, полученных интенсивной пластической деформацией. Рассмотрено поведение предела текучести при выполнении соотношения Холла-Петча и при отклонении от этого соотношения для интервала размера зерен $d_1 = 50 \dots 500$ нм. Предложенные для объяснения этого явления модели рассмотрены и дан анализ их недостатков. Для построения новой концепции использованы количественные данные о различных типах зерен и субзерен в материалах, их функции распределения, размерах и торможении скольжения внутри них. Классифицированы источники внутренних полей напряжений. Измерены и учтены значения внутренних полей напряжений, их спектр и вклад в формирование предела текучести. Детально проанализирована зависимость от размера зерна различных вкладов в предел текучести. На основании экспериментальных данных установлено, что напряжение генерации дислокаций изменяется как d^{-1} , вклад упругих полей напряжений – как d^n ($n = 0.5 \dots 1.0$) и вклад запасенных дислокаций – как $d^{0.5}$. Представлена комплексная модель упрочнения УМЗ материалов, учитывающая три типа зерен, наблюдаемых в них (1 - без дислокаций, 2 - с дислокационными стенками и 3 - с ячейками и фрагментами) и использующая композитную модель для каждого типа зерен.

ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА И СТАДИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Н. А. Конева

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
kozlov@mail.tomsknet.ru

1. Классификация дислокационных субструктур

Организация дислокационной структуры в дислокационные субструктуры при активной пластической деформации металлов и сплавов. Неразориентированные и разориентированные субструктуры, типы структур, относящиеся к ним, и их характеристика. Дислокационные и дисклинационные субструктуры.

2. Последовательность превращений дислокационных субструктур

Две основных последовательности превращений дислокационных субструктур при деформации. Условия реализации этих превращений в различных металлах и сплавах. Материалы с высокой и низкой энергиями дефекта упаковки, малым и большим твердорастворным упрочнением. Общие черты превращений дислокационных субструктур при различных внешних энергетических воздействиях (деформация, воздействия плазмой, пучками заряженных частиц и т.п.)

3. Закономерности превращений субструктур

Превращение субструктур как кинетический фазовый переход в подсистеме дефектов кристаллического тела. Параметры превращений, количественно характеризующие новые субструктуры. Двухфазное состояние. Критическая плотность дислокаций, характеризующая появление определенной субструктуры. Самоорганизация дислокационной структуры. Взаимосвязь между различными параметрами, характеризующими субструктуры. Основные признаки, характеризующие превращение дислокационной структуры как кинетический фазовый переход.

4. Термодинамика дислокационных превращений

Энергия дислокационной структуры. Параметры, определяющие ее: плотность дислокаций и радиус экранирования упругого поля дислокаций. Зависимость энергии субструктур от плотности дислокаций. Локальная плотность дислокаций. Энергии «старой» и «новой» субструктур. Относительные минимумы полной энергии дислокационной структуры. Низкоэнергетическая и высокоэнергетическая последовательности дислокационных превращений.

5. Внутренние упругие поля напряжений

Влияние внутренних упругих полей на перестройку дислокационной структуры и другие процессы в металлах и в сплавах. Источники внутренних полей напряжений. Методы измерения внутренних полей напряжений. Кривизна-кручение кристаллической решетки. Упругий и пластический изгибы-кручение. Электромикроскопический метод измерения кривизны-кручения. Внутренние поля напряжений в различных субструктурах. Разориентированные и неразориентированные субструктуры и их поля напряжений. Вклад внутренних полей напряжений в запасенную энергию субструктур.

6. Стадии пластической деформации и превращения субструктур

Зависимость «напряжение – степень деформации» в моно- и поликристаллах металлов и сплавов. Коэффициент деформационного упрочнения и его зависимость от деформации. Основной четырехстадийный характер кривых деформаций. Эволюция дислокационных субструктур и стадии пластической деформации. Связь стадий пластической деформации с изменениями параметров дислокационных субструктур. Превращение дислокационных субструктур – причина стадийности пластической деформации.

ОБ ОСНОВНЫХ ЗАВИСИМОСТЯХ ЛИНЕЙНОЙ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ И РОЛИ РАБОТ Н.Г. КОЛОСОВА В ЕЁ РАЗВИТИИ

Л.С. Кремнев

Московский Государственный Технологический Университет «Станкин», Россия
StankinSteel@yandex.ru

Положим, что в пластине из упругого изотропного материала толщиной δ и нагруженной напряжением σ образовалась трещина длиной $2l$ и шириной $2a$ под воздействием локального напряжения $\sigma_y > \sigma$. Установим вид зависимости

$$\sigma_y = f(\sigma, l, a),$$

где σ_y – напряжение в вершинах трещины. Очевидно, что в условиях равновесия работа W внешней силы P равна работе W_y внутренней силы P_y .

$$W_y = P_y \cdot S_y = 1/2(\sigma_y - \sigma) \cdot \delta \cdot \Delta \cdot 2a \quad (1)$$

где $(\sigma_y - \sigma)$ – разрушающее напряжение в вершинах трещины: при $\sigma_y - \sigma = 0$ $\sigma_y = \sigma$, и трещина ещё отсутствует; Δ – минимальное необратимое расхождение берегов трещины в её вершинах; $2a$ – ширина или раскрытие трещины

$$(2a = \sum_{i=1}^n \Delta_i = S_y); \quad \text{коэффициент } 1/2 \text{ учитывает то обстоятельство, что } P_y \text{ увеличивается от } 0 \text{ до } (\sigma_y - \sigma) \cdot \delta \cdot \Delta \text{ (рис. 1).}$$

Так как $W = W_y$, то

$$W = \sigma \cdot 2l \cdot \delta \cdot \Delta. \quad (2)$$

Так как $W = W_y$, то

$$\sigma_y = \sigma \left(1 + 2 \frac{l}{a} \right) \quad (3)$$

для трещины с гладким профилем любой формы и одноточечной вершиной.

Для эллиптической трещины (радиус при вершине

$$\rho = \frac{a^2}{l})$$

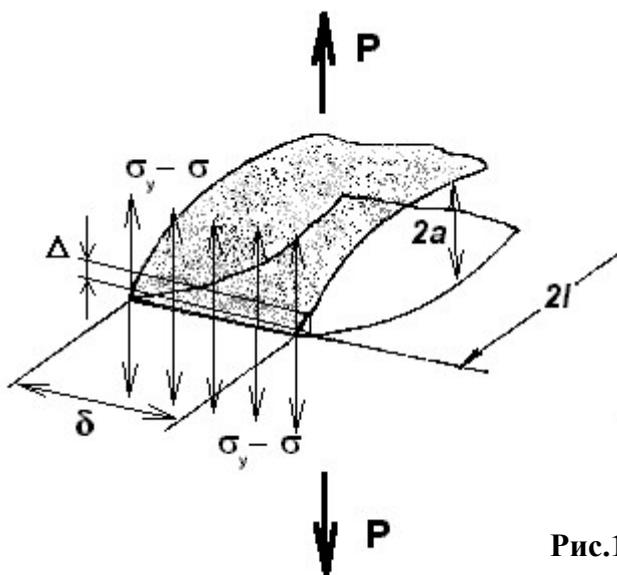


Рис.1.

$$\sigma_y = \sigma \left(1 + 2 \sqrt{\frac{l}{\rho}} \right). \quad (4)$$

Уравнения (3) и (4) для эллиптической трещины были впервые получены петербургским профессором Н.Г. Колосовым в 1909 г. [1], и затем К. Инглисом и А.

Гриффитсом. Так как $\frac{l}{a} \gg 1$ и $\frac{l}{\rho} \gg 1$, то из (3) и (4) следует:

$$\sigma_y = 2\sigma \frac{l}{a}, \quad (5) \quad \sigma_y = 2\sigma \sqrt{\frac{l}{\rho}}. \quad (6)$$

Умножим обе части уравнения (6) на

$$\sqrt{\rho} : \sigma_y \sqrt{\rho} = 2\sigma \sqrt{l} \quad (7)$$

При критическом сочетании значений σ и l , вызывающее нестабильный рост трещины,

$$\sigma_y \sqrt{\rho} = K_{1c} = 2\sigma\sqrt{l}, \quad (8)$$

где K_{1c} – критический коэффициент интенсивности напряжения или трещиностойкость. Например, для краевой трещины длиной l $K_{1c} = 2\sigma\sqrt{l} = 1,12\sigma\sqrt{\pi l}$.

При разрушении кристаллического тела идеального строения

$$\sigma_y = \sigma_{\text{теор.}} = mE = \varepsilon E \quad (\text{при } m \ll 1),$$

т.е. $\varepsilon = m$. В соответствии с компьютерной моделью трещины [2] можно принять $\rho = b$, где b – расстояние между двумя атомами, лежащими в вершине трещины по обе стороны от большой оси её симметрии и на линии действия напряжения σ_y . Поэтому

$$\sigma_y \sqrt{\rho} = \sigma_{\text{теор.}} \sqrt{b} = K_{1c}. \quad (9)$$

Возведем в квадрат два последних члена равенства (9)

$$(K_{1c})^2 = (\sigma_{\text{теор.}} \sqrt{b})^2 = \sigma_{\text{теор.}} \cdot m \cdot b \cdot E \quad (10)$$

Произведение трех первых членов правой части (10) – удельная энергия распространения трещины G_{1c} . Следовательно

$$K_{1c} = \sqrt{G_{1c} \cdot E} \quad (11)$$

Таким образом, основные уравнения линейной механики разрушения (ЛМР) являются следствиями уравнений (3) и (4), полученные Н.Г. Колосовым.

Так как $K_{1c} = \sigma_y \sqrt{\rho}$, то уравнения ЛМР действительны для любого значения ρ , т.е. являются не только необходимыми, но и достаточными условиями разрушения, в том числе, материалов дискретного (атомного) строения.

Умножим обе части уравнения (5) на a :

$$\sigma_y \cdot a = 2\sigma \cdot l. \quad (12)$$

Левая часть (12) – удельная энергия A_{1c} – энергия трещиностойкости – затрачиваемая на перевод материала в вершине трещины из пластического в хрупкое состояние, т.е. в предельное состояние благодаря деформационному упрочнению ($\sigma_y > \sigma_T$) в результате раскрытия трещины на величину $2a$. Размерность A_{1c} – [Дж/м²] отчетливей, чем размерность K_{1c} – [Па·м^{1/2}] – отражает физическое содержание процесса разрушения материала с трещиной. Удельная энергия A_{1c}

$$A_{1c} = K_{1c} \sqrt{l},$$

и её экспериментальное определение то же, что и K_{1c} .

Выводы:

1. Основные зависимости ЛМР и условия разрушения материалов с трещиной являются следствиями уравнений Н.Г. Колосова.
2. «Странная» размерность K_{1c} [Па·м^{1/2}] связана с допущением того, что трещина имеет эллиптическую форму.
3. Предложен критерий разрушения A_{1c} – энергия трещиностойкости – размерность которой [Дж/м²] не зависит от формы гладкого профиля трещины с односточечной вершиной и отчетливей, чем размерность K_{1c} отражает физический смысл процесса разрушения материала с трещиной.

Список литературы

1. Партон В.З. Механика разрушения. От теории к практике. М.: Наука, 1990. 238 с.
2. Хаазен П. Электрические процессы в ядрах дислокаций и вершинах трещин. В кн. «Атомистика разрушения», М.: Мир, 1987. 245 с.

ВЛИЯНИЕ РАССЕЙВАНИЯ ТЕКСТУРЫ НА УРОВЕНЬ ХРУПКОЙ ПРОЧНОСТИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

С. А. Котречко, Н. Н. Стеценко

Институт металлофизики им. Г.В.Курдюмова НАНУ, Киев, Украина
shevfis@carrier.kiev.ua

Величина напряжения хрупкого разрушения предварительно деформированного металла или сплава зависит от направления, в котором это напряжение определяется, т. е. имеет место анизотропия прочности металла в хрупком состоянии. Эта анизотропия присуща металлам и сплавам, подвергнутым прокатке или волочению. Она оказывает существенное влияние на прочность и надежность элементов конструкций. В работе [1] предложена физическая модель анизотропии хрупкой прочности на основе анализа элементарных актов инициирования хрупкого (квазихрупкого) разрушения поликристаллического агрегата.

Однако, в [1] рассматривался случай идеальной текстуры. Известно, что идеальной текстуры не бывает – даже при больших пластических деформациях существует ее рассеивание. Минимальный угол рассеивания составляет $\sim 12^\circ$. Степень рассеивания зависит от величины пластической деформации. Целью данной работы являлся анализ некоторых эффектов, связанных с рассеиванием текстуры.

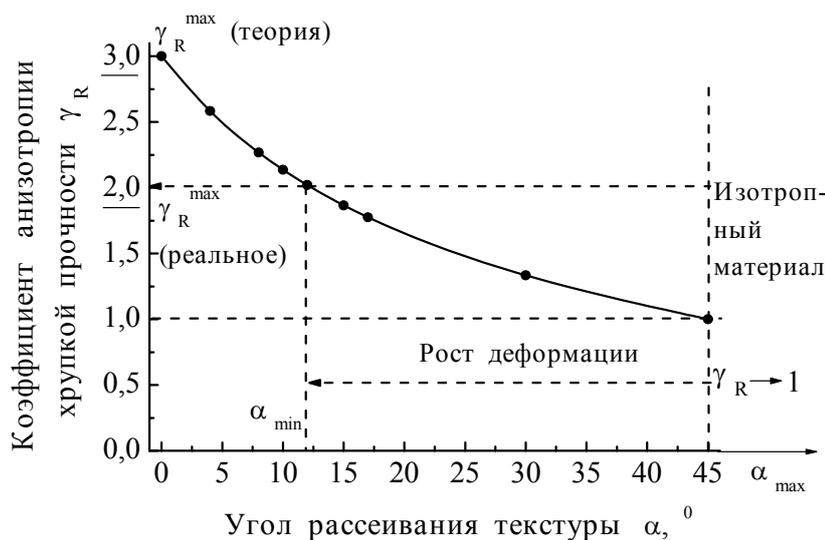


Рис.1. Зависимость коэффициента анизотропии хрупкой прочности γ_R от угла рассеивания текстуры при одноосном растяжении (аксиальная текстура).

В работе установлено, что существование минимального угла рассеивания текстуры ($\sim 12^\circ$) приводит к уменьшению коэффициента анизотропии хрупкой прочности γ_R в 1,5 раза по сравнению с γ_R , рассчитанным в [1] для идеальной аксиальной текстуры (Рис.1).

При переходе от одноосного растяжения к трехосному γ_R существенно снижается (Рис.2), т.е. малые, по сравнению с теоретическими, экспериментальные значения γ_R могут быть обусловлены влиянием сложного напряженного состояния (СНС). При $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_3$ $\gamma_R = 1$.

При СНС, которое реализуется в вершине надреза типа Шарпи ($\eta_{21} \approx 0.7 - 0.8$, $\eta_{31} \approx 0.41$), влияние рассеивания текстуры практически исчезает (Рис.3), т.е. СНС не чувствительно к степени совершенства текстуры.



Рис.2. Зависимость коэффициента анизотропии хрупкой прочности γ_R от вида напряженного состояния (прокатка, идеальная текстура (001)<110>)

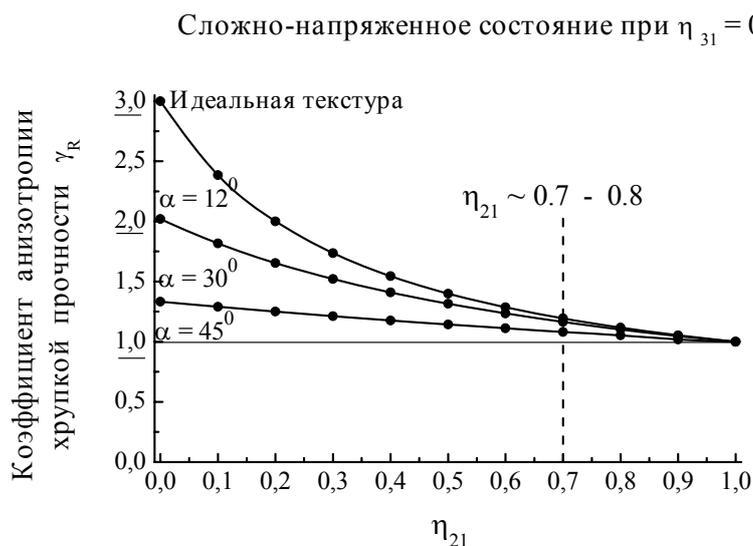


Рис.3. Совместное влияние угла рассеяния текстуры и СНС на коэффициент анизотропии хрупкой прочности γ_R (аксиальная текстура)

Из вышеизложенного следует, что величину коэффициента анизотропии хрупкой прочности необходимо определять при напряженном состоянии, наиболее близком к одноосному растяжению, т.е. наименее симметричном.

1. Котречко С. А., Днепренко В. Н. Физическая природа анизотропии хрупкой прочности поликристаллических металлов и сплавов // Металлофиз. новейшие технол. – 2002. – 24, №7. – С. 909 – 925.

МЕХАНИЧЕСКАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТИ ПРИ НАГРЕВЕ НАСЫЩЕННЫХ ВОДОРОДОМ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ V-Н

Н.Е.Скрябина, Л.В.Спивак

Пермский государственный университет, Россия

levspivak@permonline.ru

Возврат деформации при нагреве образцов ванадия, насыщенных водородом при комнатной температуре в поле напряжения, в общем случае является следствием обратного перехода $\alpha+\beta \rightarrow \alpha$ [1]. В отличие от поведения при нагреве типичных сплавов с ЭПФ, например, TiNi, в нашем случае все фазовые переходы предполагают активное протекание диффузии водорода, а бездиффузионный, мартенситного типа, фазовый переход совершают атомы кристаллической решетки металлической матрицы. Происходящая при таком переходе дисторсия фиксируется в эксперименте как макроскопическая деформация. Такого рода переходы определяются как диффузионно-кооперативные. Поэтому было интересно выяснить, наблюдаются ли при таких диффузионно - кооперативных фазовых переходах при нагреве под нагрузкой деформации, направление действия которых совпадало бы с направлением действия нагрузки при насыщении образцов водородом.

В рамках этого блока задач было исследовано влияние термоциклирования без нагрузки и под нагрузкой после насыщения образцов ванадия водородом на его деформацию. При насыщении водородом нагрузка была постоянной - 170 МПа. Насыщение водородом прекращали по достижении относительной деформации при кручении $\sim 4 \cdot 10^{-3}$. При этом были получены результаты, некоторые из которых представлены на рис.1 - 2.

Возврат деформации при нагреве предварительно насыщенного водородом в поле напряжений ванадия (см.рис.1) – есть специфическое проявления эффекта памяти формы. В этом случае деформация при нагреве наблюдается до температуры завершения обратного фазового перехода $\alpha+\beta \rightarrow \alpha$.

При нагреве и при охлаждении с нагрузкой 120 МПа направление деформации первоначально совпадало с направлением действия поля напряжений при насыщении ванадия водородом. То есть, движущая сила, обеспечивающая возврат деформации при нагреве, преодолевала действие внешней нагрузки.

Однако, при нагреве под нагрузками $120 \text{ МПа} < \tau < 140 \text{ МПа}$ деформация сплава в обратном направлении продолжается только до завершения перехода $\alpha + \beta \rightarrow \alpha$. Если нагрузка превышает 170 МПа (см.рис.2), то после завершения растворения гидридной фазы при нагреве, направление деформации начинает совпадать с направлением приложенных напряжений. При охлаждении такое направление деформации сплава сохраняется, но интенсивность деформации заметно падает. Если же нагрузка приближается к пределу текучести при кручении такого материала ($\tau_s = 230 \text{ МПа}$), то сразу же, при нагреве и, в меньшей степени, при охлаждении, направление деформации совпадает с направлением действующих на образец напряжений. Обращают на себя внимание два обстоятельства. Во-первых, абсолютная величина деформации в таких экспериментах на порядок больше, чем при нагреве с нагрузкой 170 МПа. Во-вторых, деформация в направлении приложенной нагрузки начинается сразу же при повышении температуры насыщенного ранее водородом образца. Необходимо подчеркнуть, что во всех рассмотренных экспериментах нагрузка всегда была меньше предела текучести и при термоциклировании не должна была вызывать какой-либо дополнительной деформации. Для ненасыщенных водородом образцов так и происходит.

Таким образом, насыщенный водородом ванадий при его нагреве в полях напряжений, приближающихся к напряжению течения, проявляет явно выраженную механическую неустойчивость, которая отсутствует в случае нагрева под такой же нагрузкой не содержащего водород ванадия. Это не может быть связано с уменьшением модуля сдвига в содержащем водород ванадии, так как эвакуация водорода из сплава в этом температурном интервале не происходит. Данный эффект не связан и с эффектом Горского - Конобеевского [2], поскольку регистрируемые деформации, по крайней мере, на два порядка больше присущих релаксации Горского деформаций при перераспределении водорода в кристаллической решетке сплава.

Тем не менее, несомненно, что такая механическая неустойчивость должна быть связана с процессами, протекающими в содержащей водород матрице. Скорее всего, это новый тип механической неустойчивости, вызванный перераспределением водорода по объему образца. Непосредственно после насыщения водородом, из-за градиента концентрации водорода по сечению материала, поверхностные слои всегда существенно переобогащены водородом по сравнению с центральными областями. Термодинамически естественно уменьшение при нагреве концентрации водорода в поверхностных слоях и снижение концентрационного градиента по сечению цилиндрического образца. Следовательно, поскольку при кручении в процесс деформации вовлекаются, в основном, приповерхностные слои металла, обнаруженная механическая неустойчивость, вероятнее всего, связана с уменьшением концентрации водорода в этих наиболее нагруженных слоях металла.

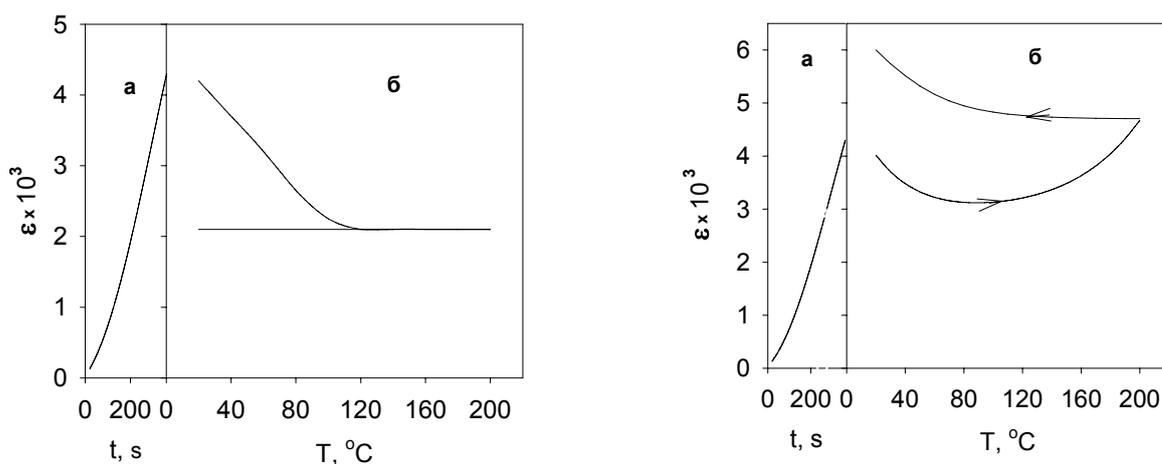


Рис.1. Влияние продолжительности насыщения водородом под нагрузкой 170 МПа (а) и последующего нагрева без нагрузки (б) на деформацию ванадия

Рис.2. Влияние продолжительности насыщения водородом под нагрузкой 170 МПа (а) и последующего нагрева под нагрузкой 170 МПа (б) на деформацию ванадия

Работа поддержана грантом РФФИ 01-02-96478-р2001урал.

Список литературы

1. Спивак Л.В., Скрябина Н.Е. Микродеформация обратного механического последования при фазовых превращениях в металлах и сплавах // ФММ. 1985. Т.60. № 5. С.1037-1040.
2. Конобеевский С.Т. К теории фазовых превращений // ЖЭТФ. 1943. Т.13. №6. С.200-214.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО $\gamma \rightarrow \alpha$ - РАСПАДА НА СТРУКТУРУ И ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

В.М. Счастливец, А.В. Макаров, Т.И. Табатчикова, И.Л. Яковлева,
Ю.В. Хлебникова

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия
phym@imp.uran.ru

Известно, что в заэвтектоидных сталях при изотермическом превращении переохлажденного аустенита в интервале температур 325–375°C возможно образование низкотемпературного перлита, отличающегося чрезвычайно высокой дисперсностью (межпластинчатое расстояние $\lambda < 0,05$ мкм). Следовало ожидать, что износостойкость стали с такой структурой будет выше, чем износостойкость стали со структурой тонкопластинчатого перлита, полученного при 500°C. В связи с этим целью настоящей работы было исследование трибологических свойств заэвтектоидных сталей У10 и У15 со структурами, полученными при температурах изотермического распада от 650°C вплоть до температур 325–375°C, при которых возможно образование чрезвычайно тонкопластинчатого перлита.

Исследовали структуру, твердость и износостойкость при трении и абразивном воздействии продуктов изотермического $\gamma \rightarrow \alpha$ – превращения при 650°C, 5 мин; 600°C, 5 мин; 500°C, 1 мин; 420°C, 20 мин и 330°C, 2,5 ч в сталях У10 и У15. Электронномикроскопическим методом наблюдали бейнитное превращение в стали У10 при температуре 330°C, в стали У15 – при 420°C, в остальных случаях – перлитное превращение. В стали У15 образование тонкопластинчатого перлита происходило при температуре 330°C – более низкой, чем температурный интервал превращения аустенита в верхний бейнит. На основании структурных исследований схематически построены изотермические диаграммы распада переохлажденного аустенита для обеих исследованных сталей.

Показано, что с понижением температуры изотермического $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в интервале температур 650–500°C твердость и износостойкость продуктов распада интенсивно возрастает, что связано с увеличением дисперсности перлита, а также с влиянием твердорастворного упрочнения феррита. В интервале температур распада 500–330°C твердость почти не растет, а износостойкость изменяется немонотонно. Наибольшей твердостью и износостойкостью обладает тонкопластинчатый перлит, полученный при 420°C в стали У10 и при 500°C в стали У15, отличающийся высокой дефектностью цементита и повышенным содержанием углерода в феррите по сравнению со структурами, полученными при более высоких температурах распада. В районе температур бейнитного превращения наблюдается снижение износостойкости. Невысокие трибологические свойства бейнита обусловлены более грубым строением цементитных пластин, что затрудняет их диссоциацию при деформации трением и, соответственно, снижает эффективность закрепления возникающих дислокаций. Вопреки ожиданиям, перлит, полученный в стали У15 при низкотемпературном распаде 330°C, 2,5 ч, не обладает более высокими трибологическими свойствами по сравнению с перлитом, полученным при 500°C, 1 мин, так как при столь длительном распаде успевают пройти процессы перераспределения углерода, снижения уровня микроискажений и уменьшения плотности дефектов кристаллического строения. Дополнительный отжиг тонкопластинчатого перлита при 650°C продолжительностью от 2 мин до 10 ч приводит к снижению твердости и износостойкости, связанному с устранением твердорастворного упрочнения феррита и дефектности цементита, а также сфероидизацией и коагуляцией карбидной фазы.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СКОЛЬЖЕНИЯ

С.Н. Колупаева, Л.Е. Попов, М.И. Слободской

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
vir@mail.tomsknet.ru; sloboda@tsuab.ru

Явление скольжения почти всегда сопутствует другим явлениям, обеспечивающим макроскопическое формоизменение кристаллов, и обычно является доминирующим процессом пластичности кристаллов. Однако выделить пластичность скольжения экспериментально невозможно, прежде всего, потому что кристаллографическому скольжению всегда сопутствует генерация атомных дефектов и обусловленный ими диффузионный массоперенос. В работе приведены результаты математического моделирования пластической деформации скольжения на структурных уровнях: 1) элементарного кристаллографического скольжения, 2) зоны сдвига, 3) макроскопической пластичности скольжения.

Закономерности формирования элементарного скольжения и зоны сдвига. Общепринятой моделью фронта скольжения, распространяющегося в объеме кристалла под действием напряжений, создаваемых деформирующим воздействием, является замкнутая планарная дислокация. Единичное (элементарное) скольжение, по крайней мере, в двух измерениях, не является микроскопическим объектом. Диаметр элементарного скольжения обычно порядка десятков или сотен микрометров. Его формирование является сложным процессом, во время которого расширяющаяся дислокация пересекает десятки и сотни тысяч дислокаций некомпланарных систем скольжения. Для описания эволюции распространяющегося элементарного скольжения проведено имитационное моделирование движения замкнутой дислокационной конфигурации в поле дискретных стопоров [1].

Проведен полный цикл ЭВМ-экспериментов, имитирующих основные аспекты процесса зарождения и распространения элементарного скольжения в однородном поле слабых термоактивируемых препятствий и в поле препятствий, существенно различающихся по свойствам, включая описание докритических и околокритических дислокационных конфигураций, конфигураций потери механической устойчивости сегментом-источником, дальнейшее выгибание дислокации-источника после потери устойчивости, её самопересечение с отделением замкнутой планарной дислокационной петли, расширение произведенной петли до диаметра порядка среднего диаметра наблюдаемых экспериментально кристаллографических скольжений, эволюцию образованных при расширении дислокационной петли островов незавершенного скольжения, оставшихся за фронтом распространяющегося кристаллографического сдвига, анализ конфигураций дислокационного источника в начале второго цикла его действия.

Показано, что дислокационная петля быстро ускоряется до скоростей, близких к скорости распространения поперечных звуковых колебаний в кристалле. Квазистационарное термоактивируемое скольжение дислокаций реализуется лишь в малой области, составляющей менее 0,1% площади дислокационной петли в момент ее отделения от источника. При этом время пребывания дислокации в конфигурациях, принадлежащих именно этой области, определяет время эмиссии петли.

Распространение кристаллографического скольжения может сопровождаться отделением от скользящей дислокации замкнутых вогнутых дислокационных петель, ограничивающих острова незавершенного кристаллографического сдвига, что приводит к увеличению работы внешних сил в процессе скольжения и может быть причиной дополнительного деформационного упрочнения. Интенсивность процесса петлеотделения определяется дисперсией прочностей препятствий, приложенным напряжением и прочностью сильных препятствий.

Сложный характер дислокационных конфигураций, возникающих при продвижении дислокации в поле случайно расположенных дискретных препятствий, затрудняет описание глобального поведения расширяющейся дислокационной петли. Имитационным моделированием показано, что при описании развития зоны сдвига после преодоления сегментом-источником критической конфигурации дискретность препятствий не имеет определяющего значения [1]. В этом случае целесообразно заменить суммарное сопротивление со стороны препятствий движению дислокаций некоторой однородной средой, имеющей то же сопротивление. Поэтому для описания динамических характеристик кристаллографического скольжения использована также модель, в которой поле дискретных препятствий заменяется однородной и изотропной средой, оказывающей движущейся дислокации такое же сопротивление, что и исходное поле препятствий [2]. Тогда в приближении постоянного линейного натяжения замкнутая дислокация, первоначально имевшая форму окружности, при расширении будет сохранять форму окружности.

Уравнение динамики дислокации, испущенной источником, получено из закона сохранения энергии, записанного для замкнутой планарной расширяющейся петли. При движении дислокации в кристалле на неё действуют силы Пича-Кёлера. Движению дислокации препятствуют силы трения различной природы; в модели учтены: 1) силы решётчного и примесного трения, 2) дислокационное трение, 3) фононное и электронное трение. Учтено также, что замкнутая дислокация обладает линейным натяжением, которое препятствует её расширению, уменьшаясь с увеличением радиуса дислокационной петли, и сопутствует движению сжимающейся дислокационной петли.

Исследование динамики формирования кристаллографического скольжения при различных характеристиках деформируемого материала и дефектной среды показало, что наибольшее влияние на динамику дислокаций оказывает величина вязкого трения и генерация скользящими дислокациями точечных дефектов. Проведены расчеты времени пробега отдельных дислокаций, формирующих зону сдвига, и времени образования зоны сдвига.

Математическая модель пластической деформации кристаллографического скольжения в г.ц.к. кристаллах. Предлагаемая модель [3] является развитием математических моделей, основанных на концепции упрочнения и отдыха, и включает уравнения: 1) баланса деформационных дефектов (сдвигообразующих дислокаций, вакансионных и межузельных дипольных дислокаций, межузельных атомов и вакансий), 2) для скорости деформации, 3) описывающие приложенное воздействие. Явный вид уравнений записан на основе единых предположений о механизмах формирования зоны сдвига. Все параметры модели имеют ясный физический смысл и могут быть вычислены.

Проведено исследование роли различных механизмов аннигиляции дефектов в деформационном упрочнении г.ц.к. металлов. Показано, что при различных начальных значениях плотности дислокаций для деформирующего напряжения и составляющих дефектной подсистемы наблюдаются стационарные значения. При низких температурах плотности деформационных дефектов возрастают с увеличением степени деформации. При повышенных температурах для высоких начальных значений плотности дислокаций возникает деформационное разупрочнение.

1. Слободской М.И., Попов Л.Е. Особенности работы источника Франка-Рида в поле случайно расположенных препятствий // Известия АН. Сер. Физическая, 1998, Т. 62, №7.- С. 1339-1344.
2. Пуспешева С.И., Колупаева С.Н., Попов Л.Е. Временные характеристики элементарного кристаллографического скольжения // Физическая мезомеханика. 2000. Т.3, №3.- с.61-68.
3. Попов Л.Е., Колупаева С.Н., Вихорь Н.А., Пуспешева С.И. Дислокационная кинетика г.ц.к. металлов, деформируемых при различных видах нагружения // Труды НГАСУ, 1999. – Т. 2, № 4 (7). – С. 32-42.

О КОЛЛЕКТИВНЫХ МОДАХ В АНСАМБЛЯХ МЕЗОДЕФЕКТОВ, СКЕЙЛИНГЕ И НЕКОТОРЫХ НЕЛИНЕЙНЫХ ПРОБЛЕМАХ РАЗРУШЕНИЯ И ПЛАСТИЧНОСТИ

О.Б.Наймарк

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

naimark@icmm.ru

Исследование взаимосвязи коллективных свойств ансамблей дефектов, пластичности и разрушения становится одной из ключевых проблем нелинейной физики при рассмотрении деформируемых сред как систем далеких от термодинамического равновесия. Последнее является следствием сильных пространственных корреляции в ансамблях дефектов, которые приводят к зарождению коллективных мод различной природы и скейлингу, понимание которого может привести к объяснению механизмов пластичности, разрушения, эффектов неустойчивости деформирования, аномалий деформационных реакций материалов.

Многополевой статистический подход позволил определить типы коллективных мод в ансамблях мезодефектов в соответствии с симметрией параметров порядка, описывающих дефекты, и структурой гамильтониана, отражающего специфику взаимодействия в ансамбле и роль исходных структурных масштабов. Показано, что пластичность и разрушение могут рассматриваться как структурные переходы с различными типами динамического скейлинга в соответствии с типом установленных мод, проведен анализ дисперсионных механизмов, контролируемых температурой и структурой материала, предложено развитие феноменологии Гинзбурга-Ландау для рассматриваемых классов явлений.

Развитый подход был использован для теоретического и экспериментального изучения стохастической динамики трещин, эффектов скейлинга при разрушении, объяснению резонансного возбуждения разрушения (“волны разрушения”) и авто-модельной структуры пластических волн при ударно-волновом нагружении.

ВЛИЯНИЕ ЭФФЕКТИВНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ОТНОСИТЕЛЬНУЮ ПОДВИЖНОСТЬ КРАЕВЫХ И ВИНТОВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В γ -ОБЛУЧЕННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ LiF

Р.П.Житару, Т.С.Дурум.

Институт прикладной физики АН Республики Молдова, Кишинев, Молдова
mechprop@phys.asm.md

Ранее было установлено, что тип примеси и ее состояние в кристаллах NaCl существенно влияют на относительную подвижность краевых и винтовых дислокаций и на параметры двойного поперечного скольжения (ДПС). Полученные результаты объяснены наличием дополнительного торможения винтовых дислокаций «осколками» дислокаций, которые образуются в процессе ДПС.

Однако в литературе существует мнение, что относительная подвижность дислокаций, возникающих при индентировании ионных кристаллов, зависит от их свободной поверхностной энергии. При этом установлено существование поверхностного потенциального барьера для дислокаций винтового типа. Тем не менее, отмечено, что поверхностная энергия LiF слабо сказывается на длине лучей дислокационных розеток. Последний фактор определил выбор в качестве объектов исследования монокристаллы LiF с целью изучения влияния на подвижность дислокаций в поле напряжений индентора не поверхностной, а внутренней энергии кристаллов, связанной с их дефектной структурой. Дефектная структура варьировалась путем введения радиационных дефектов. Исследования проводились на γ -облученных монокристаллах LiF, состаренных в темноте при 300 К в течение примерно 30 лет. Доза γ -облучения изменялась в пределах $5 \cdot 10^6$ - $5 \cdot 10^8$ Р. Образцы LiF деформировались при помощи микротвердомера ПМТ-3, нагрузка на индентор (L) равнялась 10-50г.

Дислокационные розетки вокруг отпечатков индентора выявлялись методом избирательного травления. За меру подвижности дислокаций в поле напряжений индентора принималась длина пробега дислокационных ансамблей в краевых (l_e) и винтовых (l_s) плоскостях скольжения. Для сравнения подвижностей краевых и винтовых дислокационных полупетель введен параметр $\xi = l_e/l_s$. Получено, что при введении радиационных дефектов параметр ξ увеличивается: $\xi_{\text{обл}} > \xi_{\text{необл}}$. Эффект имеет место при всех исследованных нагрузках и обнаруживается уже при самой малой дозе облучения ($D=5 \cdot 10^6$ Р). Установлено, что этот параметр является чувствительным к введению радиационных дефектов, но менее чувствительным к их концентрации, табл.

Таблица. Относительная подвижность краевых и винтовых дислокаций в поле напряжений индентора.

D, P	Т, К	$l_e/l_s = \xi$				
		77	293	373	423	473
0		1,9	1,1	0,9	0,8	
$5 \cdot 10^6$		1,5	2,0	1,1	0,8	0,8
$2 \cdot 10^7$		1,6	2,1	1,3	1,3	0,7
$5 \cdot 10^7$		1,8	2,3	1,4	1,5	1,2
10^8		1,3	2,2	1,2	1,9	1,3
$5 \cdot 10^8$		1,5	1,5	1,3	1,6	1,0

Выявленный эффект согласуется с тем, что радиационные дефекты интенсифицируют поперечное скольжение винтовых дислокаций, что приводит к увеличению их дополнительного торможения осколками (ТО).

Предложенное объяснение о роли ТО в движении винтовых дислокаций и сам эффект увеличения ξ на облученных образцах LiF хорошо согласуется с изменением длины краевых и винтовых дислокационных лучей под влиянием γ -облучения: при всех нагрузках эффект уменьшения длины лучей при введении радиационных дефектов значительнее для винтовых, чем для краевых полупетель. Более значительное сокращение винтовых лучей дислокационных розеток, скорее всего, связано с дополнительным торможением винтовых полупетель дефектами, образованными при их поперечном скольжении. Краевые компоненты тоже тормозятся, но в меньшей степени.

Установлено, что величина параметра ξ и преимущественное уменьшение l_s по сравнению с уменьшением l_e при введении радиационных дефектов изменяются в зависимости от величины внешней нагрузки при индентировании. При этом с ростом нагрузки величина ξ возрастает для необлученных и уменьшается для облученных кристаллов LiF. Различие изменений l_s и l_e уменьшается при больших L . Предложено объяснение полученным результатам, основанное на различии деформационного и напряженного состояния, возникающего при больших и малых внешних усилиях при индентировании идентичных образцов LiF. Выявлено, что радиационные дефекты в большей степени определяют поведение винтовых дислокационных полупетель, а деформационные напряжения в поле радиационных дефектов, наоборот, значительнее сказываются на подвижности краевых.

Изучено влияние температуры (77-573К) на изменение подвижности дислокаций l_s и l_e , а также параметра ξ (см. табл.). Видно, что для $T \geq 293\text{K}$ ξ больше на γ -облученных образцах LiF: $\xi_{\text{обл.}} > \xi_{\text{необл.}}$. Эффект наиболее ярко выражен при 293К, а с повышением температуры уменьшается. Это сопровождается интенсивным увеличением подвижности винтовых полупетель, составляющих винтовые лучи, l_s удлиняется. При этом винтовые лучи не только удлиняются, но и расширяются, заполняя зону деформации вокруг отпечатка индентора.

Наблюдаемые при $T > 293\text{K}$ эффекты хорошо согласуются с тем, что при высоких температурах в результате ДПС происходит интенсивное размножение винтовых дислокаций, торможение осколками становится слабым – l_s удлиняется, а ξ уменьшается. Таким образом, учет дополнительного торможения винтовых дислокаций дефектами, образующимися при ДПС, способствует выявлению элементарных актов, определяющих поведение дислокаций при высоких температурах. При температуре жидкого азота выявлен иной эффект – с введением радиационных дефектов ξ не увеличивается, а, наоборот, уменьшается (см. табл.). Установлено также, что понижение температуры от 293 до 77К по-разному влияет на параметр ξ для необлученных и γ -облученных кристаллов LiF: ξ увеличивается для первых и уменьшается для вторых образцов. Выявлена различная чувствительность винтовых и краевых полупетель дислокаций при 77К к присутствию радиационных дефектов в кристаллах LiF. Наблюдаемые при 77К явления объяснены, учитывая изменение интенсивности поперечного скольжения винтовых дислокаций при низких температурах. (При понижении температуры от 293К поперечное скольжение тормозится).

Итак, показано, что введение радиационных дефектов в матрицу кристаллов LiF существенно влияет на относительную подвижность краевых и винтовых дислокаций (ξ) и на закономерности двойного поперечного скольжения. Результаты радиационного изменения параметра ξ , полученные в широком интервале температур (77-573К), хорошо согласуются и объясняются изменением характера ДПС и возникающего при этом дополнительного торможения винтовых дислокаций осколками дислокаций.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ И РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ MgO

Р. П. Житару., В. А. Рахвалов

Институт Прикладной Физики, Кишинев, Молдова

rava@phys.asm.md

Генерация и эмиссия упругих волн существенно зависят от внутренних напряжений в кристаллах, их величины, состояния, однородности распределения, стабильности и т. д. При этом различный тип дефектов, присутствующий в кристаллической решетке, в значительной степени определяют внутренние напряжения. Известно, что эмиссия акустических волн связана с процессами деформации и разрушения, когда резко меняется дефектная структура материала. Многие ученые установили, что активность акустической эмиссии (АЭ) коррелирует с образованием и захлопыванием различного типа трещин, с созданием полей упругих напряжений. Однако не только образование или аннигиляция трещин являются источником сигналов АЭ, акустические эффекты связывают также с поведением дислокаций, в ряде случаев акустическая эмиссия обусловлена срывом и движением дислокаций.

Метод регистрации сигналов акустической эмиссии основан поэтому на представлении о том, что указанные процессы являются источниками эмиссии, содержащей глубокую информацию об изменении дефектной структуры, о характере деформации, разрушения твердых тел. Метод является особенно удобным и информативным при деформировании материалов сосредоточенной нагрузкой, когда возникает значительный градиент напряжений, способствующий их релаксации при разгрузке. Последнее свидетельствует, что метод АЭ способен выдавать информацию о релаксационных эффектах, имеющих место при деформации [1].

Известно, что при действии сосредоточенной нагрузки возникает неоднородность напряжений и состояния дефектной структуры: механические напряжения резко уменьшаются по мере удаления от центра приложения нагрузки. Однако закономерность распределения напряжений в различных точках и направлениях деформированной зоны около места приложения нагрузки недостаточно изучены [2]. При этом абсолютно не исследованы релаксационные процессы в отдельных местах такой зоны; т. е. Не изучен характер изменения релаксационных процессов в зависимости от расстояния и направления от центра деформирования.

Как отмечалось, метод регистрации сигналов АЭ при микроиндентировании, позволяет оценить степень релаксации упругих напряжений при разгрузке (удаление индентора из образца). Введенный коэффициент $K = \Delta N / N$ характеризует степень релаксации: при этом чем выше значение K , тем значительнее релаксация.

Поэтому, используя метод регистрации акустической эмиссии и измерения микротвердости, изучено распределение деформационных напряжений (деформационного упрочнения) и степени релаксации в различных местах деформированной зоны, возникающей при микроиндентировании.

Деформированная зона формировалась на (001) монокристаллов MgO при действии локальной нагрузки $P=500$ гс. Регистрация сигналов АЭ и измерения микротвердости (H) проводились при 20 гс и 50 гс. Сканирование внутри деформированной зоны осуществлялось вдоль направлений $\langle 001 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$ от центра действия нагрузки с шагом ~ 5 мкм.

Получено, что параметры, характеризующие акустические явления изменяются согласованно, но не монотонно с расстоянием d (d – расстояние от центра действия $P=500$ гс). Кривые $N(d)$, $N_1(d)$ и $\Delta N(d)$ имеют четко выраженный экстремум на расстоянии $d=45$ мкм: минимум или максимум в зависимости от глубины внедрения индентора. Это свидетельствует о наличии неоднородности напряженного состояния

внутри деформированной зоны и о немонотонном уменьшении механических деформаций с расстоянием от центра индентирования. Зависимость числа сигналов АЭ от глубины индентирования – $N(P)$ – демонстрирует то, что неоднородность распределения деформационных напряжений существует не только вдоль поверхности, но и в объеме зоны индентирования.

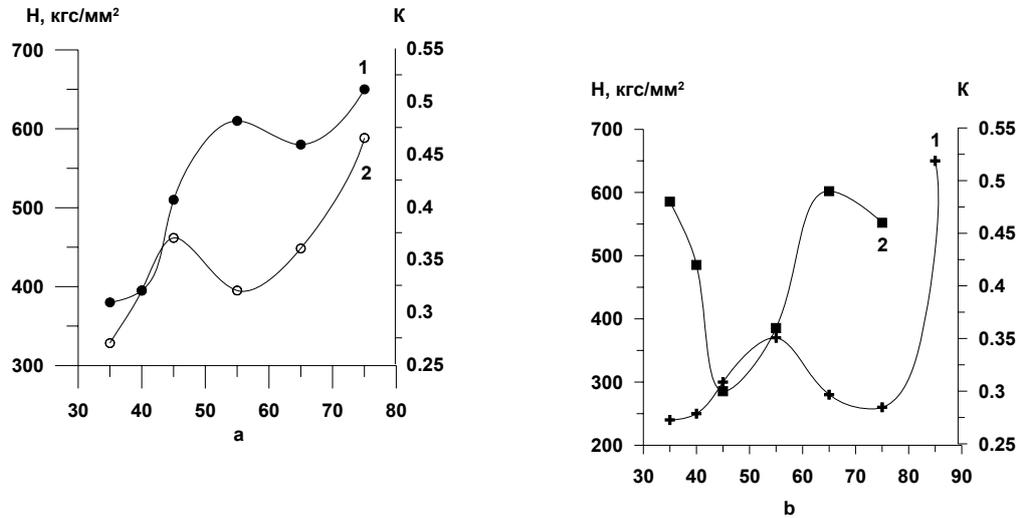


Рис. Зависимость микротвердости (1) и коэффициента релаксации (2) от расстояния от центра приложения деформирующей нагрузки $P=500$ гс вдоль направлений: $\langle 110 \rangle$ (а) и $\langle 100 \rangle$ (б)

Из рисунка видно, что зависимость $H(d)$ для $\langle 110 \rangle$ резко отличается от зависимости $H(d)$ вдоль $\langle 100 \rangle$: H увеличивается постепенно с ростом d в I случае и практически не меняется в деформированной зоне – во II. При этом значения H больше вдоль $\langle 110 \rangle$. Данные рисунка свидетельствуют, что деформационное упрочнение вдоль $\langle 110 \rangle$ выше, чем вдоль $\langle 100 \rangle$.

Особенности изменения H для этих двух направлений указывают на то, что деформированная зона является более упруго-напряженной вдоль $\langle 110 \rangle$, чем вдоль $\langle 100 \rangle$. Однако с этим заключением не согласуются данные изменения коэффициента релаксации K вдоль этих направлений. Степень релаксации слабо зависит от направления (рис.). Тот факт, что $K_{110} \leq K_{100}$, по-видимому, связан с различием типа трещин, образующихся вдоль этих направлений: одна магистральная вдоль $\langle 110 \rangle$ и отсутствие такого типа трещин вдоль $\langle 100 \rangle$. Так как MgO – хрупкий материал, это позволяет предположить, что вдоль $\langle 100 \rangle$ образуются иного типа трещины; возможно, множество невидимых оптически мелких трещин. Последнее, скорее всего, определяет очень малые значения микротвердости вдоль этого направления: $H_{100} < H_{110}$.

Получено также, что величина микротвердости в деформированной зоне много меньше микротвердости недеформированных областей монокристаллов MgO. Этот факт свидетельствует о том, что деформационные процессы, инициируемые действием сосредоточенной нагрузки, вызывают не упрочнение MgO, а, наоборот, разупрочнение, особенно ярко выраженное вблизи отпечатка и вдоль $\langle 100 \rangle$.

Предложена интерпретация выявленных эффектов, основанная на различии дефектного и структурного состояния в различных местах деформированной индентором зоны.

1. Zhitaru R, Rahvalov V. Influence of the stresses of predeformed InP crystals on acoustic emission under microindentation. /Proceedings of SPJE, Sixth Symposium on Optoelectronics, v. 4068, 1999, pp. 65-71
2. Боярская Ю. С., Грабко Д. З., Кац М. С. Физика процессов микроиндентирования/ Кишинев, Штиинца, 1986, 294с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИНТЕНСИВНОМ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г.

Томский государственный университет, Россия
skrp@mail.tomsknet.ru, skrp@ftf.tsu.ru

Металлические и керамические материалы с размерами зерна менее 100 нм обладают аномалиями теплофизических, механических и электрических свойств, сочетая, например, высокие прочностные и демпфирующие свойства [1]. В условиях интенсивных импульсных воздействий механическое поведение нанокристаллических материалов изучено слабо. В этой связи установление закономерностей высокоскоростной деформации и структурных изменений в нанокристаллических материалах при ударно-волновом нагружении представляет большой интерес.

В данной работе представлены результаты компьютерного моделирования особенностей механического поведения нанокристаллических материалов: титана, керамики на основе оксида алюминия (рис. 1) и диоксида циркония (рис. 2) во фронте плоских ударных волн с интенсивностью до 15 ГПа. Образцы нанокристаллической керамики были получены из плазмохимических порошков, а образцы нанокристаллического титана - методом равноканального прессования в Институте физики прочности и материаловедения СО РАН (г. Томск). Нагружение образцов плоскими ударными волнами и регистрация структуры ударных импульсов проведены в Институте проблем химической физики РАН (г. Черноголовка) [2]. Компьютерное моделирование условий экспериментов [2] и изучение волновой динамики выполнено в Томском государственном университете [3,4].

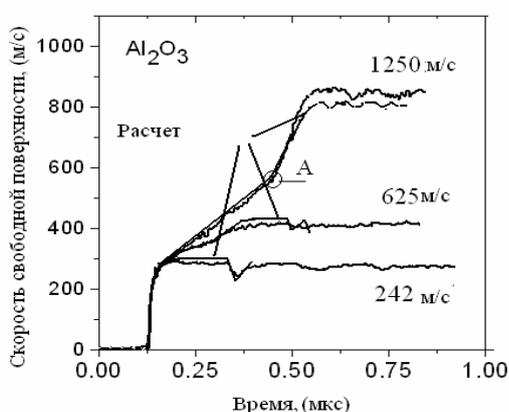


Рис. 1. Расчетные и экспериментальные профили ударных импульсов в Al_2O_3 керамике со средним размером кристаллитов ~ 70 нм. Начальная пористость 10.1%.

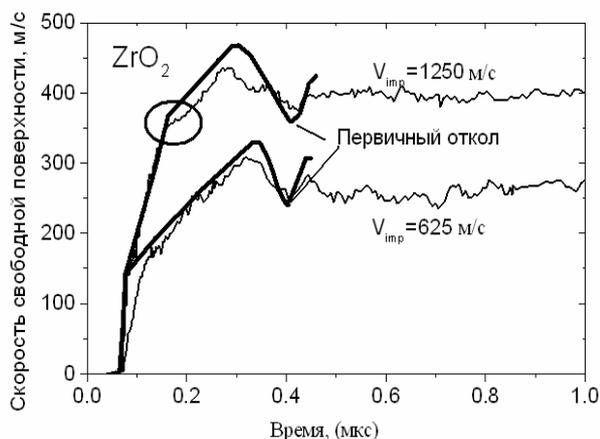


Рис. 2. Расчетные и экспериментальные профили ударных импульсов в $\text{ZrO}_2+3\%\text{Y}_2\text{O}_3$ с размером кристаллита 40 нм. Амплитуды 5.5 ГПа и 7.9 ГПа. Начальная пористость 15.4%.

Показано, что закономерности релаксационных процессов в нанокристаллических и крупнокристаллических материалах одинакового химического состава различаются. Для прогноза механического поведения наноматериалов при динамическом нагружении требуется разработка специальных моделей. Варианты моделей, предложенные в [3,4], позволили описать распространение плоских ударных волн в изучаемых нанокристаллических материалах и получить в расчетах структуры ударных импульсов с характерными особенностями. Механическое поведение нанокристал-

лической керамики на основе Al_2O_3 при скоростях деформации от 0.1 с^{-1} до $0.75 \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$ (см. рис.1) удалось описать в предположении об изменении скорости релаксации сдвиговых напряжений (при неупругих деформациях $\sim 1\%$ в точке А). Высокоскоростная деформация за упругим предвестником во всех рассмотренных нанокристаллических материалах сопровождалась ростом значений сдвиговых напряжений пропорционально интенсивности неупругой деформации $\varepsilon_i^p = (3/2 \varepsilon_{ij}^p \varepsilon_{ij}^p)^{1/2}$. Деформационное упрочнение нанокристаллических материалов (Al_2O_3 и $\text{ZrO}_2 + 3\% \text{Y}_2\text{O}_3$ керамики, титана) реализуется в ограниченном диапазоне деформаций $\varepsilon_i^p \sim 1\text{-}2\%$. Упрочнение компактных нанокристаллических материалов может быть обусловлено совокупностью физических механизмов – зернограничного проскальзывания, двойникования, а упрочнение $\text{ZrO}_2 + 3\% \text{Y}_2\text{O}_3$ керамики при амплитудах давлений превышающих $\sim 6 \text{ ГПа}$ – фазовым переходом из тетрагональной в орторомбическую I фазу ($t \rightarrow \text{Ortho} - \text{I}$). Трехволновая структура фронта плоской ударной волны в $\text{ZrO}_2 + 3\% \text{Y}_2\text{O}_3$ керамике (см. рисунок 2) была получена в предположении о протекании полиморфного фазового перехода ($t \rightarrow \text{Ortho} - \text{I}$). Результаты расчетов подтверждают предположение о том, что фазовый переход происходит при давлениях $\sim 6 \text{ ГПа}$, как и в крупнокристаллической керамике [5].

Развитие микропластических деформаций при сжатии во фронте ударной волны сопровождается уменьшением исходной пористости нанокристаллических материалов. Это объясняет не только повышение сдвиговой прочности, но и ограниченное повышение откольной прочности с ростом амплитуды ударного нагружения [2, 4]. При моделировании ударно-волнового нагружения не удалось выявить условия, при которых нанокристаллические материалы проявляли бы эффект сверхпластичности. Данное обстоятельство является косвенным свидетельством того, что развитие деформации нанокристаллических материалов во фронте ударных волн протекает не гомогенно. Формирование крупномасштабных, по сравнению с размерами кристаллитов, мод деформаций существенно снижает прочностные характеристики материалов. Результаты компьютерного моделирования свидетельствуют о том, что уменьшение размеров зерна вплоть до значений 50 нм не приводит к существенному повышению динамического (Гюгониевского) предела упругости у исследованных материалов. Для всех исследованных материалов с нанокристаллической структурой в расчетах получены значения откольной прочности в $1.5\text{-}2$ раза превышающие значения для соответствующих крупнокристаллических материалов.

Список литературы

1. Гусев А.И., Ремпель А.А. Нанокристаллические материалы. -М.: ФИЗМАТ-ЛИТ, 2001. –224 с.
2. Савиных А.С., Разоренов С.В., Канель Г.И. Деформирование и разрушение нанокерамических образцов ZrO_2 и Al_2O_3 в ударных волнах // Физика экстремальных состояний вещества-2002. Эльбрус, Черногловка, 2002. С. 77-78.
3. Skripnyak V.A., Skripnyak E.G., Zhukova T.V. Influence of structural factors on the strength of ceramics and mechanical energy dissipation under dynamic loading / Proc. Int. Workshop "New Models and Hydro codes for Shock Waves Process in Condensed Matter" Edinburgh, Scotland, UK, 19-24 May, 2002. P.122-125.
4. Skripnyak V.A., Skripnyak E.G., Zhukova T.V. Computer simulation of spall fracture in ceramics under short shock pulse loading / Proc. Int. Workshop "New Models and Hydro codes for Shock Waves Process in Condensed Matter" Edinburgh, Scotland, UK, 19-24 May 2002. P.135-136.
5. Ohtaka O., Kume S., Iwami T., Urabe K. Synthesis of the orthorhombic phase of 2Y ZrO_2 // J. Amer. Ceram. Soc. 1988. Vol. 71. N 3. P. 164-166.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СТАЛЬНЫЕ КРИСТАЛЛЫ FeNiCoTi С γ - α' ТЕРМОУПРУГИМИ МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ

Ю.И. Чумляков, И.В. Киреева, Е.Г. Захарова, Е.Ю. Панченко, В.А. Кириллов,
В.Б. Аксенов, Х. Сехитоглу*

Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия,

chum@phys.tsu.ru

**University of Illinois, Urbana, USA*

На монокристаллах Fe-28%Ni-12%Cr-4.75%Ti исследованы γ - α' мартенситные превращения в зависимости от структурного состояния – размера и объемной доли дисперсных частиц (CoNi)₃Ti, ориентации кристалла, температуры испытания.

1. Показано, что старение кристаллов при 773-973 К при $t = 0$ -20 ч приводит к зависимости критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}$ от t , которая обычно наблюдается в дисперсионно твердеющих сплавах. При $T \geq 773$ -973 К на ранних стадиях старения $t \leq 1$ -3 ч наблюдается рост $\tau_{кр}(t)$, и при $t = 5$ -15 ч достигается максимум на зависимости $\tau_{кр}(t)$. При $t \geq 15$ ч наблюдается уменьшение $\tau_{кр}(t)$, которое обычно связывается с перестариванием.

2. Проведено исследование температурного гистерезиса в зависимости от структурного состояния. Установлено, что в закаленных кристаллах наблюдается большой температурный гистерезис $\Delta T = M_s - A_f = 400$ К (M_s - температура начала прямого мартенситного превращения, A_f – температура конца обратного мартенситного превращения). Выделение дисперсных частиц приводит к уменьшению гистерезиса, и при $T = 873$ К, $t = 2$ ч, к моменту достижения максимума на зависимости $\tau_{кр}(t)$, гистерезис уменьшается в 5 раз и оказывается равным 80 К. Металлографические исследования морфологии кристаллов мартенсита в закаленном состоянии показали, что при охлаждении возникают крупные $L = 1$ -10 мкм кристаллы мартенсита, образующие фермообразные структуры. При выделении дисперсных частиц наблюдается уменьшение размеров частиц и наблюдается самоаккомодирующая морфология мартенситных кристаллов. На поли- и монокристаллах сплава Fe-28%Ni-12%Cr-4.75%Ti проведены in-situ металлографические исследования при охлаждении и нагреве под нагрузкой. Показано, что после старения при 873 К, 2 ч γ - α' мартенситные превращения являются термоупругими. Установлено, что охлаждение при $T < M_s$ приводит к образованию одного варианта кристаллов мартенсита, которые увеличиваются в размерах с понижением температуры. При нагреве под нагрузкой при $T > A_s$ кристаллы мартенсита начинают уменьшаться в размерах и при $T = A_f$ исчезают.

3. Исследована зависимость критических скалывающих напряжений $\tau_{кр}$ от T испытания в монокристаллах и $\sigma_{кр}(T)$ в поликристаллах сплава Fe-28%Ni-12%Co-4.75%Ti. Показано, что в поли- и монокристаллах $\langle 111 \rangle$ после старения при 823 К, 3 ч и при 873 К, 2 ч наблюдается типичная зависимость $\sigma_{кр}(T)$ для сплавов, которые испытывают мартенситные превращения при охлаждении и под нагрузкой. При $T > M_d$ (M_d – температура конца α - γ мартенситных превращений под нагрузкой) наблюдается нормальная зависимость $\sigma_{кр}(T)$: $\sigma_{кр}$ уменьшаются с ростом T испытания. В интервале $M_s < T < M_d$ наблюдается аномальная зависимость $\sigma_{кр}(T)$: с ростом T испытания наблюдается возрастание деформирующих напряжений. На этой стадии зависимость $\sigma_{кр}(T)$ описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса

$$\frac{d\sigma_{кр}}{dT} = -\frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0}, \quad (1)$$

где ΔH – энтальпия α - γ мартенситного превращения; ε_0 – деформация формы при мартенситном превращении; T_0 – температура равновесия фаз. Показано, что $d\sigma_{кр}/dT$ зависит от времени старения.

4. Исследованы эффекты памяти формы в поли- и монокристаллах с осью растяжения $\langle 111 \rangle$. Показано, что в экспериментах при охлаждении и нагреве под действием растягивающей нагрузки $\sigma \leq 300$ МПа наблюдается обратимая деформация, которая связана с термоупругими γ - α мартенситными превращениями. Максимальные значения эффекта памяти формы в поликристаллах равны 2% после старения при 823 К, 3 ч. В $\langle 111 \rangle$ монокристаллах величина эффекта памяти формы равна 0.7%.

5. Проведено моделирование деформаций превращения при растяжении и сжатии в зависимости от ориентации кристаллов. Показано, что при растяжении максимальные значения эффекта памяти формы ε_0 достигаются в $[001]$ ориентации и равны 10.16%, в $[-123]$ $\varepsilon_0 = 6.32\%$, а в $[011]$ $\varepsilon_0 = 4.93\%$. При сжатии $\varepsilon_0[001] = -7.87\%$, $\varepsilon_0[011] = -5.64\%$, $\varepsilon_0[-123] = -5.75\%$. Экспериментально показано, что в интервале мартенситных превращений в кристаллах, состаренных при 873 К, 2 ч наблюдается ориентационная зависимость деформирующих напряжений при $T = 300$ К. В кристаллах $[001]$ при растяжении $\sigma_{кр}$ оказываются значительно ниже, чем в $[-123]$ и $[011]$. Это согласуется с теоретически ожидаемой зависимостью $\sigma_{кр}$ от ориентации согласно соотношению Клапейрона-Клаузиуса (1) и меньшим значениям ε_0 должны соответствовать большие значения $\sigma_{кр}$ при условии, что $\sigma_{кр}$ при $T = M_s$ не зависит от ориентации кристаллов.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ – 02-03-32013а.

ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОДНОФАЗНЫХ И ГЕТЕРОФАЗНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Е.Ю. Панченко, И.В. Киреева, Ю.И. Чумляков, В.Б. Аксенов, А.В. Овсянников

Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия

panchenko@spti.tsu.ru

На монокристаллах Ti-(50.7-51.5)at%Ni в однофазном и гетерофазном состоянии проведены систематические исследования характеристик термоупругих мартенситных превращений (МП), эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) в зависимости от ориентации оси кристалла, размера, объемной доли и количества вариантов дисперсных частиц Ti₃Ni₄.

Экспериментально показано, что в закаленных монокристаллах Ti-Ni наблюдается сильная ориентационная зависимость прочностных свойств высокотемпературной В2 фазы, температурного интервала существования МП под нагрузкой (ΔT_{σ}), $\alpha = d\sigma/dT$ в интервале температур ΔT_{σ} , экспериментальных значений ЭПФ. "Мягкие" ориентации ($\langle 111 \rangle$, $\langle 112 \rangle$, $\langle 122 \rangle$) характеризуются низким уровнем прочностных свойств аустенита, высокими значениями ЭПФ (7-10.5%) при растяжении. Температурный интервал МП под нагрузкой составляет $\Delta T_{\sigma} = 170-200\text{K}$ в монокристаллах Ti-51at%Ni. СЭ в данных ориентациях отсутствует. Низкие прочностные свойства высокотемпературной фазы способствуют развитию пластической деформации в процессе В2-В19' МП под нагрузкой, что препятствует обратному движению границы "мартенсит-аустенит" при снятии нагрузки и, следовательно, приводит к отсутствию СЭ. Уровень прочностных свойств В2 фазы в "жестких" ориентациях вблизи направления $\langle 001 \rangle$ в 1.5-2 раза выше по сравнению с "мягкими" ориентациями, поскольку факторы Шмида для действующих систем скольжения $a\langle 100 \rangle\{110\}$ в высокотемпературной В2 фазе в [100] ориентации равны нулю. Это приводит к затруднению процессов пластического течения в "жестких" кристаллах по сравнению с "мягкими" кристаллами. Высокие прочностные свойства аустенита, широкий интервал МП под нагрузкой $\Delta T_{\sigma} = 250-310\text{K}$ способствуют появлению в монокристаллах Ti-51at%Ni СЭ в $\langle 117 \rangle$, $\langle 001 \rangle$ ориентациях при сжатии в температурном интервале $\Delta T_{\text{СЭ}} = 60-130\text{K}$. Величина ЭПФ в закаленных монокристаллах Ti-(50.7-51.5)at%Ni зависит от ориентации кристалла и равна теоретически рассчитанному значению при учете только деформации решетки. Это значит, что полностью раздвойникованный монокристалл мартенсита В19', полученный при деформации в мартенситном состоянии, превращается при нагреве в монокристалл В2 фазы.

Старение в свободном состоянии при 673-823K в течение 1-1.5 ч богатых никелем сплавов никелида титана приводит к выделению четырех кристаллографически эквивалентных вариантов дисперсных частиц Ti₃Ni₄ размером 30-430 нм. Использование монокристаллов никелида титана позволяет управлять числом вариантов дисперсных частиц. Старение под растягивающей нагрузкой 150 МПа приводит в [-111] ориентации к выделению одного варианта частиц, расположенного почти параллельно оси растяжения.

Экспериментально показано, что размер и объемная доля частиц определяют характер взаимодействия дисперсных частиц с кристаллами мартенсита, уровень прочностных свойств высокотемпературной В2 фазы и, следовательно, контролируют функциональные свойства материала. В состаренных монокристаллах никелида титана на температуру начала МП M_s , оказывают влияние два фактора. Во-первых, уменьшение концентрации никеля в аустенитной матрице при выделении дисперсных частиц способствует увеличению температуры M_s . Во-вторых, накопление уп-

ругой энергии в материале, связанное с упругой деформацией частиц Ti_3Ni_4 , не испытывающих МП, препятствует развитию прямого МП В2-В19' и, следовательно, понижает температуру M_S . Установлено, что выделение мелких дисперсных частиц Ti_3Ni_4 размером 30 нм приводит к понижению температур МП относительно закаленных кристаллов. Упругие искажения, вызванные мелкими частицами, компенсируют противоположную тенденцию к повышению M_S за счет обеднения матрицы никелем. Дисперсные частицы размером 100 - 430 нм выступают как преимущественные места для зарождения R и В19' мартенсита, температура M_S возрастает относительно закаленных кристаллов в соответствии с уменьшением концентрации никеля в матрице при выделении дисперсных частиц.

Величина ЭПФ в состаренных монокристаллах в "мягких" ориентациях уменьшается относительно закаленных кристаллов и определяется объемной долей, количеством вариантов дисперсных частиц Ti_3Ni_4 . С увеличением объемной доли частиц с 3.6% до 16% величина ЭПФ уменьшается в [-111] ориентации в 2 раза. Это связано с подавлением дисперсными частицами полного раздвоения кристаллов мартенсита и сохранением в них высокой плотности составных двойников (001) $\langle 100 \rangle$, необходимых для согласования мартенситной деформации матрицы и упругой деформации частиц при МП. В ориентациях вблизи $\langle 001 \rangle$ экспериментальные значения ЭПФ в закаленных и состаренных кристаллах имеют близкие значения, поскольку составные двойники (001) $\langle 100 \rangle$ в данной ориентации не дают вклада в измеряемые значения обратимой деформации. Среднее расстояние между частицами в случае одного варианта оказывается меньше, чем для четырех вариантов и, значит, плотность составных двойников должна возрастать. Это приводит к затруднению раздвоения кристаллов мартенсита и уменьшению максимальной величины обратимой деформации в кристаллах с одним вариантом частиц.

Выделение дисперсных частиц в монокристаллах никелида титана приводит к появлению СЭ во всех ориентациях при растяжении и сжатии. Температурный интервал проявления СЭ, $\Delta T_{CЭ}$, в монокристаллах Ti-Ni зависит от ориентации кристалла, объемной доли, размера и числа вариантов дисперсных частиц. Мелкие дисперсные частицы размером 30 нм упрочняют В2 фазу, поглощаются кристаллами мартенсита, значительно повышают упругую энергию мартенситных ламелей, которая способствует обратному МП и приводит к широкому интервалу $\Delta T_{CЭ}$. Экспериментально найден максимальный интервал СЭ $\Delta T_{CЭ} = 150K$ в монокристаллах Ti-51at%Ni, содержащих частицы размером 30 нм. Выделение крупных частиц Ti_3Ni_4 430 нм приводит к сокращению $\Delta T_{CЭ}$ до 30K в "мягких" ориентациях в монокристаллах Ti-51at.%Ni ($f = 9\%$). В $\langle 001 \rangle$ ориентации в данных кристаллах $\Delta T_{CЭ} = 70K$. Ориентационная зависимость температурного интервала СЭ определяется уровнем деформирующих напряжений в В2 фазе. Максимальная величина СЭ $\varepsilon = 7\%$ наблюдается в монокристаллах Ti-50.7at.%Ni, содержащих малую объемную долю около 3.6 % дисперсных частиц размером 40 нм. В состаренных монокристаллах Ti-Ni в "мягких" ориентациях обнаружено уменьшение механического гистерезиса с ростом температуры испытания. В $\langle 001 \rangle$ однофазных и гетерофазных монокристаллах механический гистерезис не изменяется с ростом температуры и уровня приложенных напряжений, что определяется особенностями взаимодействия приложенных напряжений с тонкой структурой мартенсита В19'.

Разработаны модели, описывающие влияние характера взаимодействия дисперсных частиц с кристаллами В19' мартенсита, прочностных свойств В2 фазы, морфологии В19' мартенсита, внутренних напряжений, возникающих в гетерофазных монокристаллах Ti-Ni на ЭПФ и СЭ.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 02-02-16019a.

МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИИ, УПРОЧНЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Е. Г. Захарова, И. В. Киреева, К. М. Назаров, Ю. И. Чумляков

Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия

zakharova_e@spti.tsu.ru

На монокристаллах стали Гадфильда (1) Fe-13Mn-1.3C, мас.% с низкой энергией дефекта упаковки (ДУ) ($\gamma_{ДУ} = 0.023 \text{ Дж/м}^2$), (2) Fe-13Mn-2.7Al-1.3C, мас.% с высокой энергией ДУ ($\gamma_{ДУ} = 0.050 \text{ Дж/м}^2$) методами оптической и электронной микроскопии, рентгеновской дифракции проведены систематические исследования стадийности пластического течения, коэффициента деформационного упрочнения θ и механизма деформации в зависимости от ориентации оси растяжения, способа нагружения (растяжения/сжатия) и температуры испытания.

Сочетание низкой энергии дефекта упаковки и высокого уровня сил трения (за счет высокой концентрации атомов углерода) в стали (1) приводит к развитию механического двойникования с начала пластического течения при растяжении при комнатной температуре. В $[\bar{1}11]$ монокристаллах стали (1) с начала пластического течения деформация развивается двойникованием в нескольких системах одновременно, что и определяет высокие значения θ . В ориентациях $[\bar{1}44]$, $[011]$ стали (1) наблюдается две стадии пластической деформации: первая, с низким коэффициентом θ , связана с развитием деформации двойникованием в одной системе, вторая – с взаимодействием двойникования в нескольких системах одновременно. Ось монокристаллов $[\bar{1}44]$, $[011]$ с начала пластической деформации движется в направлении полюса $[\bar{2}11]$ - двойникования в первичной системе. θ на второй стадии упрочнения такой же, как и в кристаллах $[\bar{1}11]$, следовательно, высокая скорость упрочнения определяется пересечением двойникующих дислокаций на границах и в теле двойников. В отличие от ГЦК сплавов замещения с низкой энергией ДУ, где двойникование развивается после большой степени деформации скольжением и в области температур ниже комнатной, в стали (1) двойникование выступает как основной механизм деформации ориентаций $[\bar{1}11]$, $[\bar{1}44]$, $[011]$ в интервале температур (77-673) К и зарождение двойников не требует большой деформации скольжением.

В кристаллах $[\bar{1}23]$ стали (1) наблюдается смена механизма деформации от скольжения в одной системе к двойникованию преимущественно в одной системе, как показывают электронно-микроскопические и рентгенографические исследования. С начала пластической деформации ось монокристалла движется в направлении полюса $[\bar{1}01]$ - скольжения в первичной системе, двойникования при этом не обнаружено. Высокая подвижность атомов углерода в матрице приводит к тому, что в стали (1) не наблюдаются плоские скопления дислокаций и на поверхности образца не обнаружены линии скольжения. Возможная причина этого – быстрое восстановление Mn-C кластеров в процессе движения дислокаций в плоскости скольжения. θ на первой стадии упрочнения $[\bar{1}23]$ кристаллов превышает θ при деформации чистых ГЦК материалов и ГЦК сплавов замещения. При $\epsilon=20\%$ ось начинает перемещаться в полюс $[\bar{2}11]$ - двойникования в первичной системе. Увеличение θ на этой стадии, по сравнению с первой стадией, обусловлено взаимодействием дислокаций скольжения и двойникования в разных системах сдвига одновременно. Исследования прецессии оси кристаллов $[\bar{1}23]$ показало, что понижение температуры испыта-

ния до 77К сдвигает начало стадии, связанной с двойникованием к пределу текучести.

Как показали электронно-микроскопические и металлографические исследования, в монокристаллах [001] при растяжении в стали (1) высокий θ связан с взаимодействием дислокаций скольжения и двойникования в нескольких системах. Двойникование реализуется здесь с образованием ДУ внедрения.

Показано, что повышение $\gamma_{ДУ}$ при легировании алюминием приводит к смене механизма деформации стали Гадфильда от двойникования к скольжению. В $[\bar{1}11]$ монокристаллах стали (2) с начала пластического течения деформация развивается скольжением в нескольких системах одновременно с высоким значением θ , превышающим θ в стали (1), где деформация проходит в нескольких системах двойникования с предела текучести. Деформация [011] кристаллов развивается с высоким θ с начала пластического течения, стадии с низким коэффициентом упрочнения не наблюдается. Ось монокристалла при деформации перемещается в направлении полюса $[\bar{1}01]$ - скольжения в первичной системе. Скольжение преимущественно в одной системе определяет деформацию монокристаллов $[\bar{1}23]$ вплоть до разрушения в стали (2). В отличие от стали (1), в стали (2) кристаллов $[\bar{1}23]$ с ранних степеней деформации на поверхности образцов наблюдаются следы скольжения, скоростная чувствительность напряжения течения становится положительной, что свидетельствует о подавлении процессов динамического деформационного старения. Следовательно, алюминий понижает диффузионную подвижность углерода таким образом, что первая дислокация в плоскости скольжения разрушает ближний порядок и последующие дислокации испытывают меньшее сопротивление своему движению в плоскости со стороны ближнего порядка, образуя плоские скопления дислокаций. В стали (2) до 6% деформации наблюдаются мощные плоские скопления полных дислокаций.

При изменении знака приложенных напряжений от растяжения к сжатию кристаллы $[\bar{1}11]$ стали (2) имеют две стадии пластического течения. Первая стадия связана со скольжением преимущественно в одной системе. Вторая - с активацией скольжения в сопряженных системах.

При сжатии $[\bar{1}11]$ монокристаллов стали (1) деформация проходит в две стадии: первая, с низким θ , обусловлена формированием и распространением макроскопической полосы локализованной деформации (ПЛД) - области в кристалле, которая залегает вблизи плоскости {111} скольжения ГЦК кристаллов (отклонена на угол $7-10^\circ$ от {111}), при деформации решетка внутри полосы разворачивается относительно остального объема кристалла. При $\epsilon = 5\%$ решетка внутри полосы разворачивается на $5-7^\circ$. Внутри полосы формируются двойники и, таким образом, тормозят развитие полосы. Последующая деформация на первой стадии реализуется зарождением новых ПЛД. При заполнении полосами всей рабочей части кристалла происходит переход ко второй стадии упрочнения с высоким θ . Упрочнение на этой стадии определяется взаимодействием скольжения и двойникования в нескольких системах одновременно и взаимодействием дислокаций с границами ПЛД. При отклонении исходной ориентировки кристалла от полюса $\langle 111 \rangle$ происходит постепенное уменьшение ширины ПЛД, а при отклонении на 12° от полюса $\langle 111 \rangle$ - подавление локализации сдвига в ПЛД.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта 04-02-02 Фонда поддержки фундаментальных исследований ОАО "ММК", ИТЦ "Аусферр" и ФНиО "Интелс".

КЛАСТЕРНО-ДИСКЛИНАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ ИЗ ТРЁХМЕРНЫХ ЗАРОДЫШЕЙ

А. П. Воленко, И. С. Ясников, М. Н. Тюрьков, С. А. Бондаренко, А. А. Викарчук

Тольяттинский Государственный Университет, Россия,
yasn@infopac.ru

Весьма интересным для науки и практики является получение и исследование покрытий, состоящих из малых частиц, имеющих пентагональные оси симметрии, запрещённые законами классической кристаллографии. Прикладное значение их состоит в том, что в силу своих уникальных физических характеристик покрытия и плёнки из частиц с пентагональной симметрией могут найти широкое применение, особенно в микроэлектронике.

Наиболее детально изучены кристаллы с пятерной симметрией, получаемые при вакуумном напылении. Из энергетических соображений, т.е. независимо от механизма образования, показано, что пентагональные малые частицы (ПМЧ) устойчивы до некоторого критического размера (10 – 100 нм) [1]. С увеличением размера ПМЧ энергетически выгодно преобразовываться в частицы с ГЦК-решёткой. Нами при электрокристаллизации меди при малых перенапряжениях получены ПМЧ размером до 200 – 300 мкм, превосходящие критические размеры на три порядка, причём они могут образовываться как из двумерных зародышей в глубине покрытия, так и из трёхмерных кластеров на начальных стадиях электрокристаллизации в слоях, непосредственно прилежащих к индифферентным субстратам [2].

Целью нашей работы было выявление механизмов формирования пентагональных кристаллов из трёхмерных зародышей. При этом нами были установлены следующие экспериментальные факты:

1. На начальном этапе кристаллизации на индифферентных подложках образуются островки сферической формы и некристаллического строения (рис. 1 а);
2. При достижении размера 0,5 – 1,5 мкм островки роста приобретают огранку и превращаются в микрокристаллы разнообразной формы (рис. 1 б);
3. В процессе дальнейшего роста до размеров примерно 5 мкм преимущественное развитие получают кристаллики, имеющие декаэдрическую и икосаэдрическую форму (рис. 1 в, г) и содержащие двойниковые границы. Часто встречаются и экзотические кристаллы с поверхностью характерной для звёздчатых многогранников (рис. 1 г);
4. Кристаллы с пятерной симметрией имеют тенденцию к тангенциальному росту. Отдельные кристаллы до момента срастания могут достигать размеров 200 – 300 мкм, хотя их высота на порядок меньше;
5. Существует некоторый критический размер, при достижении которого кристаллы, имеющие додекаэдрическую или звёздчатую форму, теряют устойчивость, их габитус модифицируется, меняется характер текстуры, а узел, где сходятся двойниковые границы, расщепляется по разнообразным вариантам;
6. При увеличении перенапряжения на катоде критические размеры кристаллов с пятерной симметрией уменьшаются. Наблюдается преимущественно их рост вдоль двойниковых границ, что приводит к образованию кристаллов с пятилепестковой конфигурацией (рис. 1 д) или в виде «ежей» (рис. 1 е).

Мы предполагаем, что при низких перенапряжениях на индифферентной подложке образуется трёхмерный кластер, имеющий декаэдрическое или икосаэдрическое расположение атомов. Возможно, этому способствуют примеси. На некотором этапе роста в островке происходит перегруппировка атомов из некристаллической

декаэдрической структуры в кристаллическую с образованием дефекта кристаллического строения в виде дисклинации мощностью 60° . О наличии дисклинации в микрокристалле свидетельствует появление ямок при травлении кристаллов. С увеличением размеров кристаллов до 1 – 3 мкм упругая энергия, связанная с дисклинацией, релаксирует, путём образования двойниковых границ. В процессе роста дисклинация мощностью 60° преобразуется в 7-ми градусную частичную дисклинацию и пять обрывающихся на ней двойниковых границ. Образуется кристалл с одной осью симметрии пятого порядка.

Ещё более вероятным является образование из сферических островков роста с некристаллической структурой устойчивых икосаэдрических кристаллов, содержащих частичную дисклинацию мощностью $0,48\pi$ с обрывающимися на ней двойниковыми границами и имеющих шесть осей симметрии пятого порядка. Для икосаэдрических микрокристаллов активными центрами кристаллизации являются выходы дисклинаций, т.е. шесть осей симметрии пятого порядка; впоследствии из них образуются звёздчатые пентагональные кристаллы.

Пентагональная симметрия кристаллов, характер их травления, излучение дислокаций при расщеплении узла, где сходятся пять двойниковых границ, однозначно говорят о дисклинационном механизме их формирования. А многообразие путей релаксации упругой энергии, связанной с дисклинациями, позволяют кристаллам вырастать до достаточно больших размеров, сохраняя пятерную симметрию.

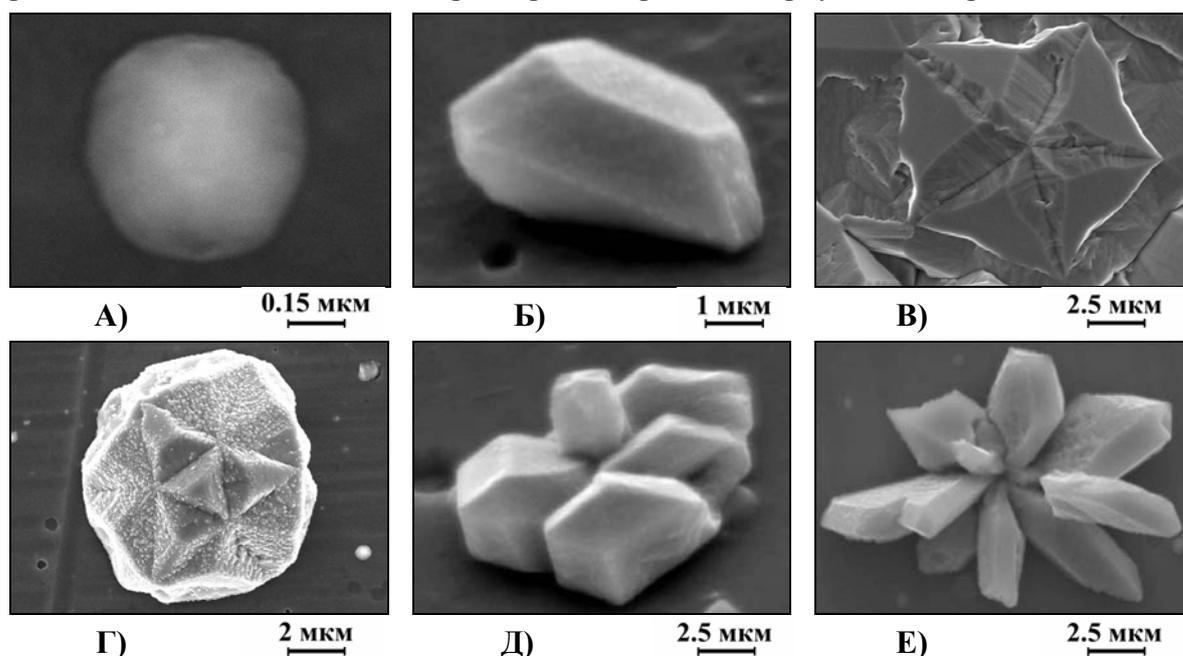


Рис. 1. Формирование пентагональных кристаллов из трёхмерных зародышей.

Список литературы

1. Gryaznov V.G., Heidenreich J., Kaprelov A.M., Nepijko S.A., Romanov A.E., Urban J. Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // *Cryst. Res. Technol.* 1999. V. 34. № 9. P. 1091 – 1119.
2. Викарчук А.А., Воленко А.П., Ясников И.С. Кластерно - дисклинационный механизм формирования в электролитических покрытиях кристаллов, несовместимых с законами кристаллографии // *Техника машиностроения.* 2003. (в печати).

РЕЛАКСАЦИЯ ВНУТРЕННИХ ПОЛЕЙ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В КРИСТАЛЛАХ С ПЕНТАГОНАЛЬНОЙ СИММЕТРИЕЙ В ПРОЦЕССЕ ИХ РОСТА

И. С. Ясников, А. П. Воленко, А. А. Викарчук, В. И. Костин, В. В. Диженин

Тольяттинский Государственный Университет, Россия,

yasn@infopac.ru

Электронная промышленность, особенно микроэлектроника, приборостроение и гальванотехника нуждаются в беспористых покрытиях и плёнках, обладающих особыми электрическими и физико-механическими свойствами. Одним из перспективных и экономически выгодных способов является электролитическое осаждение меди [1]. Этот способ позволяет, изменяя состав электролита и варьируя условия электролиза, получать медь, сплавы и композиционные материалы на её основе в виде покрытий плёнок и фольг. При этом возможно путём изменения технологических параметров управлять структурой, изменять размер зерна на пять порядков, создавать определённый тип дефектов в зёрнах, и, в некоторых случаях, получать довольно крупные (до 300 мкм) экзотические кристаллы с пентагональной симметрией, запрещённой законами кристаллографии, а также покрытия и плёнки из них [1-3].

Проведённые нами в последнее время эксперименты показали, что на индифферентных подложках кристаллы с пентагональной симметрией образуются как из двумерных зародышей, так и из трёхмерных кластеров, причём при низких перенапряжениях, т.е. при условиях близких к термодинамическому равновесию, и имеют дисклинационную природу [2, 3]. О присутствии 60-ти и 70-ти градусных дисклинаций в кристаллах, имеющих микронные размеры, свидетельствовали ямки, формирующиеся в результате травления (рис. 1 *а, б*). Было обнаружено, что при увеличении размеров кристаллов, упругая энергия, связанная с дефектом релаксирует путём образования двойниковых границ (рис. 1 *в, г*), и дисклинации мощностью $\omega_1 = 60^\circ$ и $\omega_2 = 70,5^\circ$ соответственно, преобразуются в процессе роста кристалла в пентагональный кристалл, содержащий частичную дисклинацию в $7^\circ 20'$ и пять обрывающихся на ней двойниковых границ.

С дальнейшим ростом пентагонального кристалла увеличивается упругая энергия дисклинационного дефекта, поэтому, начиная с некоторого критического размера, пентагональной малой частице становится энергетически выгодно превратиться в монокристалл [4]. Одним из наиболее важных факторов сохранения стабильности кристаллов с пентагональной симметрией в процессе их роста и формирования сплошного покрытия из них, является образование в них дефектов, наличие которых позволяет релаксировать полю упругих напряжений в выросших кристаллах, причём разными способами [4].

Проведённые нами эксперименты показали, что при увеличении размеров отдельных пентагональных кристаллов до 80 – 100 мкм, появляются следующие основные каналы релаксации внутренних полей упругих напряжений:

1. Расщепление узла, где сходятся двойниковые границы с излучением дислокаций (рис. 2 *а*);
2. Образование объёмного дефекта клиновидной формы, состоящего из тонких двойниковых прослоек (рис. 2 *б*);
3. Образование открытого сектора вместо двойниковой границы (рис. 2 *в*);
4. Образование новой фазы внутри микрокристалла с изначально пентагональной симметрией (рис. 2 *г*);

5. Образование двойниковых прослоек, дефектов упаковки и дислокаций (рис. 2) и т. п.

Обнаруженные в экспериментах данные каналы релаксации внутренних полей упругих напряжений однозначно указывают на дисклинационное происхождение пентагональных кристаллов и необходимость использования дисклинационных моделей для описания их зарождения и дальнейшей эволюции в процессе роста.

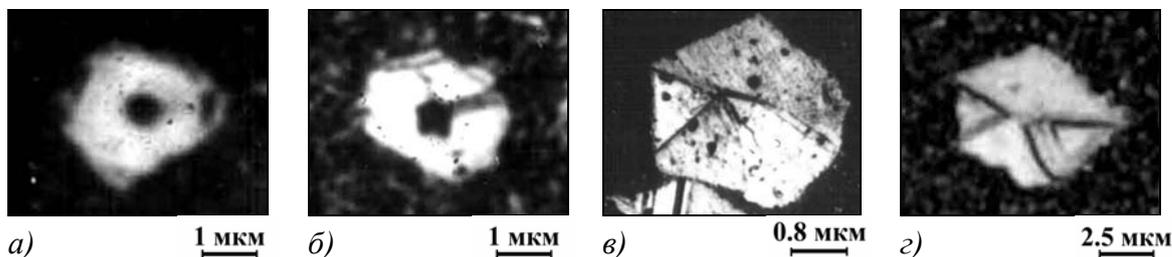


Рис. 1. Кинетика релаксации упругой энергии дисклинации путём образования двойниковых границ в процессе зарождения пентагонального кристалла.

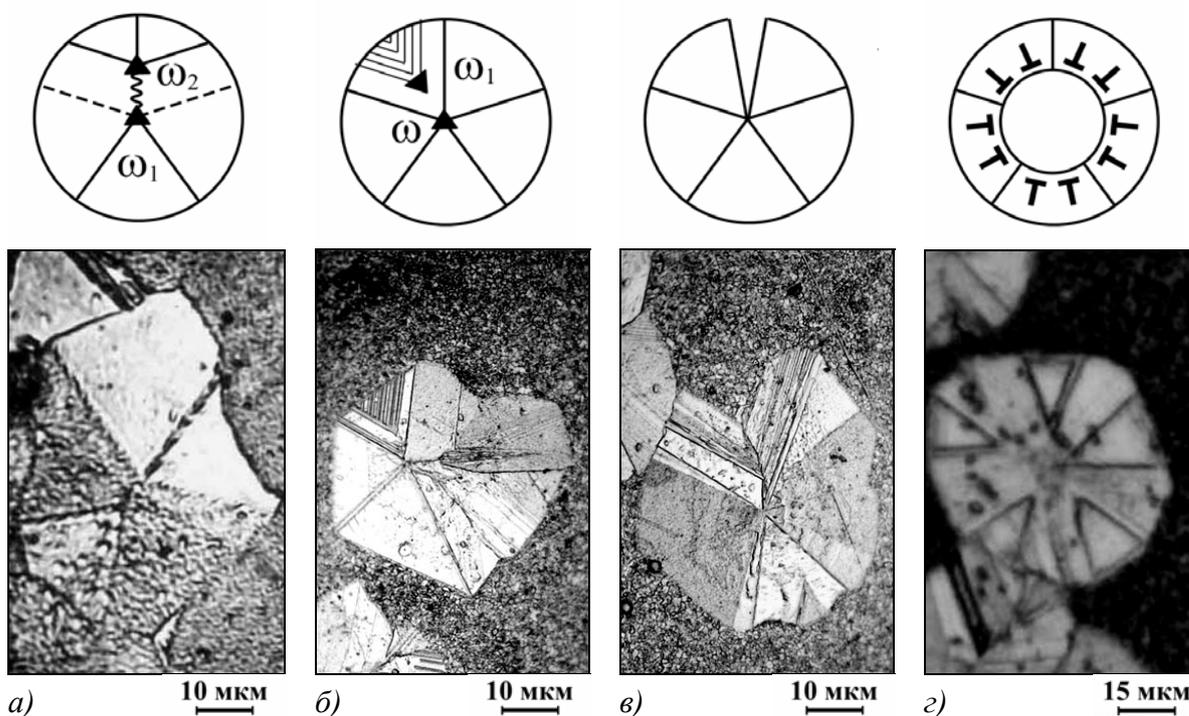


Рис. 2. Наблюдаемые в эксперименте различные каналы релаксации полей упругих напряжений в пентагональных малых частицах непосредственно перед разрушением пятерной симметрии.

1. Викарчук А.А. Создание и эксплуатация электроосаждённых материалов. Проблемы и пути их решения. // Техника машиностроения. 2002. № 1. С. 34 - 47.
2. Викарчук А.А., Воленко А.П., Окулов В.В., Ясников И.С. Дислокационно-дисклинационные структуры, формирующиеся при электрокристаллизации ГЦК-металлов. // Материаловедение. 2002. № 11 (68). С. 47 - 53.
3. Викарчук А.А., Воленко А.П., Ясников И.С. Физические основы создания беспористых медных электролитических покрытий и плёнок, состоящих из пентагональных кристаллов // Наука производству. 2003. (в печати).
4. Gryaznov V.G., Heidenreich J., Kaprelov A.M., Nepijko S.A., Romanov A.E., Urban J. Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // Cryst. Res. Technol. 1999. V. 34. № 9. P. 1091 – 1119.

ЭВОЛЮЦИЯ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА

П. Климанек, М. Масимов, Т. Павлович

*Технический Университет Горная Академия Фрайберг,
Институт металловедения, D-09596 Фрайберг, Германия*
pavlovit@ww.tu-freiberg.de

Известно, что при больших степенях нагрузки пластическая деформация кристаллов приводит к образованию сложной дислокационной и дисклинационной субструктур (дислокационные стенки и кластеры, субграницы, полосы деформации), являющихся следствием активации различных систем скольжения и поворотов решетки [1, 2].

Определение таких параметров, как средняя плотность дислокаций, размер зерен и субзерен, углов разориентировки решетки, позволило проанализировать развитие субструктуры при пластической деформации. Исследования проводили на поликристаллах вольфрама, которым свойственно низкое значение гомологической температуры $T/T_{пл} < 0.3$, что позволило пренебречь термоактивированными процессами. А также этот материал обладает высокой энергией дефектов упаковки, следовательно, пластическая деформация обусловлена практически только процессом скольжения дислокаций. Эволюция субструктуры была прослежена в зависимости от температуры при различных степенях деформации на сжатие.

С помощью интегрального (метода рентгеноструктурного анализа) и локальных методов (просвечивающей электронной микроскопии и обратно отраженных электронов - EBSD) были:

- определена средняя плотность дислокаций из анализа уширения рентгеновского пика в радиальном направлении [3, 4];
- установлены углы разориентировки между соседними блоками и их размеры методом обратно отраженных электронов [5];
- идентифицирована дисклинационная субструктура и определены мощности дисклинаций способом, основанным на анализе Кикучи диаграмм, полученных в непосредственной близости от узла, содержащим дисклинацию, методом просвечивающей электронной микроскопии [6].

Комбинация упомянутых дифракционных методов позволяла всесторонне изучить эволюцию субструктуры исследуемого материала при различных степенях деформации.

1. Рыбин В.В., Большие пластические деформации и разрушение металлов. Металлургия, 1986. 221 с.
2. Klimanek P., Klemm V., Romanov A.E., Seefeldt M. // Adv. Eng. Materials 3 (2001) P.877-884
3. Klimanek P., Pavlovitch T., Schade P., Schreiber G. Diffraction analysis of strain rate-and temperature related substructure evolution in plastically deformed Tungsten and Inconel 718. Proc.Int.Workshop "Size-Strain III: Analysis of Microstructure and Residual Stress by Diffraction Methods", Trento, Italy 2001.P.117-118
4. Klimanek P. Roentgendiffraktometrische Subgefügeanalyse an realen Vielkristallen. Habil. Freiberg, 1992
5. Breuer D., Klimanek P., Pantleon W. X-Ray Determination of dislocation density and arrangement in plastically deformed copper // J. Appl. Cryst. 33 (2000)
6. Klemm V., Klimanek P., Motylenko M., Pavlovitch T., Straube H. TEM-investigation of the correlations between the cell block structure and disklineation configurations in plastically deformed metals. Proc. French-Russia Symp. "Physics and Mechanics of Large Plastic Strains". St.Petersburg, Russia 2002. sent to publication

УПРОЧНЕНИЕ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ИЗ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Паршуков Л.И., Смирнов В.Н., Кропотин В.В., Гильмутдинов Ф.З.,
Канунникова О.М., Дорофеев Г.А., Коньгин Г.Н.

НИТИ Прогресс, ФТИ УрО РАН, УдГУ, Ижевск, Россия
ftt@uni.udm.ru

Электронно-лучевая сварка широко применяется при изготовлении различных изделий из мартенситностареющих сталей. Мощные тепловые воздействия, сопровождаемые оплавлением, вызывают изменения состава, структуры, напряженно-деформированного состояния в сварном шве и в зоне термического влияния, приводящие к понижению прочности материала. В связи с этим возникает необходимость проведения последующей упрочняющей локальной обработки. В данной работе для выяснения физических процессов, происходящих при электроннолучевой сварке и дополнительной тепловой обработке мартенситностареющей стали, в рамках структурно-аналитической теории прочности [1] рассчитано ее напряженно-деформированное состояние, решена тепловая задача с учетом параметров электроннолучевого воздействия, а также проведены экспериментальные исследования изменений ее структуры, химического состава и механических свойств.

Исследования проведены на образцах пластин (100x150x3 мм) из предварительно состаренной при 500 С мартенситностареющей стали на основе Fe-Ni-Co, легированной молибденом, титаном и алюминием. Сварка и последующая упрочняющая локальная термообработка проведена импульсным электронным лучом на лабораторной установке ЭЛУРС-М. Температура зоны упрочняющей термообработки измерялась хромель-алюмелевой термопарой. Исследована микроструктура, микротвердость, проведены механические испытания на изгиб сварного соединения. Фазовый состав стали в исходном состаренном состоянии и материала шва исследован на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3М с использованием монохроматизированного $\text{Cu K}\alpha$ -излучения. Химический состав образцов определен методами рентгеноэлектронной спектроскопии и вторично-ионной масс-спектрометрии на спектрометрах ЭС-2401 и МС-7201М.

РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Рентгеноэлектронными и масс-спектрометрическими исследованиями установлено, что состав материала сварных швов и прилегающих к ним областей отличается от состава исходного материала. Приповерхностные слои швов (~ 6 нм) обогащены алюминием вследствие сегрегации из окружающей матрицы. При этом области, прилегающие к шву, обедняются алюминием. Нагрев стали при сварке стимулирует также сегрегацию титана. Сварной шов, за исключением сверхтонких приповерхностных слоев, обеднен молибденом. Кроме основных компонентов сплава, в состав приповерхностных слоев швов в значительном количестве входят кислород и углерод, образующие оксиды и карбиды металлов, в результате взаимодействия с остаточной средой камеры сварки. Скорость прохода сварки влияет как на количественный состав швов, так и на химическое состояние компонентов. Несмотря на наблюдаемое перераспределение компонентов стали в зоне сварки, ее состав остается соответствующим составу, способному упрочняться за счет старения.

Металлографические исследования показали, что микроструктура основного материала в состаренном при 500 С состоянии имеет вид катаного мелкоигльчатого мартенсита с твердостью H_{100} 444-489. Микроструктура шва, сваренного электронным пучком, имеет дендритное строение, состоит из пакета речного мартенсита с твердостью H_{100} 289-327. Граница спекания с микротвердостью H_{100} 310-336 имеет плавный переход к зоне термического влияния. Зона термического влияния состоит из двух подзон: зоны полной и частичной перекристаллизации (H_{100} 304-327) и зоны перестаривания (H_{100} 336-

357 . При нагружении на изгиб разрушение образцов происходит по границе сая.

Фазовый состав сварного шва мартенситностареющей стали существенно отличается от фазового состава стали после стандартной термообработки и зависит от скорости сварки. При малой скорости он на 80-95% состоит из мартенсита, пересыщенного легирующими элементами, и, кроме того, в приповерхностных слоях шва происходит образование оксидов алюминия (до 5-11%), а интерметаллидные фазы отсутствуют. В шве, полученном с большей скоростью, присутствует до 9% аустенита, что объясняется высокой скоростью охлаждения шва вследствие узости зоны термического влияния, и значительно выше содержание фазы Al_2O_3 .

Расчет напряженно-деформированного состояния сварного шва и зоны термического влияния исследуемой стали показал, что разогрев шва и околошовной зоны до высоких температур в процессе сварки вызывает их расширение и удлинение образца в направлении оси шва. Действие со стороны менее нагретой части детали на высокотемпературную зону вызывает в ней деформации сжатия, переходящие в пластическую деформацию. Деформация, возникающая при последующем полном остывании, препятствует сокращению длины шва и вызывает при этом растягивающие напряжения вдоль шва. При наличии концентраторов напряжений пластические деформации могут составлять десятки процентов и вызвать разрушение. Распределение напряжений по поперечному сечению сварного шва имеет немонотонный характер. Расчетами установлено, что понижение остаточных напряжений в шве возможно осуществить дополнительной термообработкой материала в зоне термического влияния электронным потоком. Напряжения, создаваемые дополнительной термообработкой, суммируясь с остаточными напряжениями, возникшими при сварке, значительно снижают их, повышая тем самым конструкционную прочность шва. При этом электроннолучевое воздействие должно обеспечить дисперсионное упрочнение материала шва, не перегревая материал выше $500^{\circ}C$, и проводиться быстроходно во времени для предотвращения перестаривания окружающего шов основного материала.

Изменения химического состава и структуры, а также остаточные напряжения и высокая плотность дефектов влияют на температурный интервал, кинетику и последовательность превращений при упрочняющей термообработке сварного шва. Изотермическая обработка шва в течение нескольких минут вблизи $500^{\circ}C$ привела к достижению 100% микротвердости исходного состаренного материала. Исследование поверхностных сегрегаций, чувствительных к структурным превращениям в объеме сплава [2], показывают, что температурный интервал старения в сварном шве незначительно смещается в сторону меньших температур и процесс более быстроходен. Высокая плотность дефектов, созданных пластической деформацией и наличие остаточных напряжений существенно ускоряет процесс выделения интерметаллидов в сварочном шве, то есть его старение.

Термообработка шва электронным лучом в подобранном нами циклическом режиме ($500 - 120^{\circ}C$) повысила прочность на 40 % относительно основного состаренного материала.

ВЫВОДЫ

Химический, фазовый состав, структура и напряженно-деформированное состояние сварных швов мартенситностареющей стали зависят от скорости электронно-лучевой сварки. Термоциклическая обработка шва электронным лучом приводят к его упрочнению.

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. Л.:Наука, 1992.
2. Гильмутдинов Ф.З., Канунникова О.М. // ФММ,1997. Т.83, вып.3. С.78.

МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЕДИНИЧНЫХ ДВОЙНИКОВЫХ ПРОСЛОЕК

В. И. Башмаков, Т. С. Чикова *

Мозырский государственный педагогический университет, Беларусь,
mozvuz@mail.gomel.by

* *Санкт-Петербургский Государственный Университет, Россия*

При различных режимах нагружения кристаллов в поведении единичных двойниковых прослоек наблюдаются явления, имеющие аналоги при скольжении: упругое последствие и гистерезис, текучесть и ползучесть двойниковых границ, упрочнение и разупрочнение, релаксация напряжений на двойниковых границах, внутреннее трение, эффект Баушингера [1–3]. Очевидно, что остаточная двойниковая прослойка обладает всеми основными реологическими свойствами – упругостью, пластичностью, вязкостью, прочностью – и для количественного описания закономерностей развития пластической деформации двойникованием в металлах возможно применение методов механики сплошных сред, позволяющих с помощью аналоговых моделей достаточно точно решать задачи об определении напряженно-деформированного состояния материала.

Моделируя процессы механического двойникования реальных кристаллов, нужно учитывать, что в металлах одновременно с двойникованием в теле двойниковой прослойки и в её окрестностях протекает скольжение. При этом одноименные процессы сдвигообразования в различных частях кристалла – в сдвойникованной части и в матрице – в силу разной ориентировки плоскостей скольжения имеют различные упругие и вязкие характеристики.

Наиболее полно упруго-пластично-вязкие свойства сдвойникованных металлических образцов можно охарактеризовать с помощью модели Бюргерса (рис. 1а) и модели стандартного твердого тела (рис. 1б). Применительно к двойниковым прослойкам элементы этих моделей имеют следующий физический смысл: G_1 – упругий модуль двойниковой границы, G_2 – упругий модуль матрицы кристалла, η_1 и η_2 – коэффициенты вязкости, которую испытывает двойниковая граница при движении в сторону сдвойникованного объема (раздвойникование) и в сторону несдвойникованной части кристалла (прямое двойникование).

Модель Бюргерса достаточно полно отражает свойства двойниковой прослойки при разгрузке и отдыхе сдвойникованного образца и с успехом может быть использована для количественного описания полной обратимости пластической деформации на двойниковых границах. Модель стандартного твердого тела описывает процессы потери упрочнения на двойниковых границах при разгрузке и восстановления эффекта упрочнения в последующих циклах нагружения при повторных нагрузках.

Дифференциальное уравнение напряженно-деформированного состояния сдвойникованного кристалла, полученное с помощью модели (рис. 1б), связывающее относительную деформацию двойникованием ε и приложенное к кристаллу механическое напряжение τ , имеет вид уравнения линейного стандартного тела, то есть:

$$\tau + t_\varepsilon \dot{\tau} = G^* (\varepsilon + t_\tau \dot{\varepsilon}), \quad (1)$$

$$\text{где } t_\varepsilon = \frac{\eta_1}{G_1 + G_2}; \quad t_\tau = \frac{\eta_1}{G_1}; \quad G^* = \frac{G_1 G_2}{G_1 + G_2}.$$

Здесь G^* – релаксированный модуль упругости, t_ε и t_τ – времена релаксации напряжения (при постоянной деформации) и деформации (при постоянном напряже-

нии) соответственно. Решая уравнение (1) для различных экспериментально заданных функций $\tau(t)$, можно устанавливать зависимости между количественными параметрами двойникования и свойствами материала.

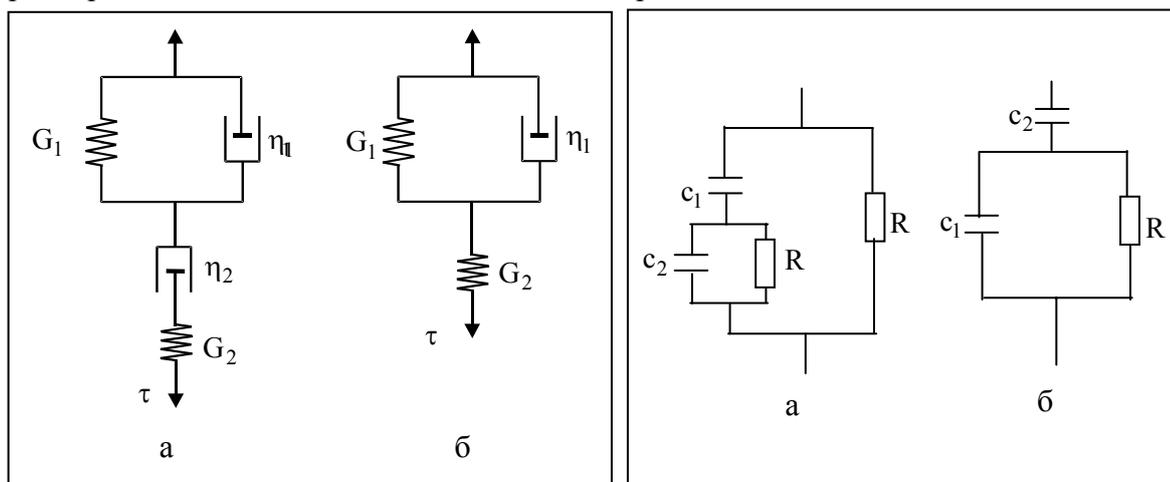


Рис. 1.

Рис. 2.

Для описания поведения двойниковых прослоек в металлах при сложном воздействии механические модели не всегда удобны, так как часто дают громоздкие выражения и приводят к сложным расчетам. В этих случаях удобнее использовать электрические модели, в которых омическое сопротивление характеризует вязкие, а электроемкость – упругие свойства двойниковых границ. На рис. 2 приведены электрические аналоги модели Бюргерса (рис. 2а) и модели стандартного твердого тела (рис. 2б).

Уравнение состояния для модели стандартного твердого тела в этом случае имеет вид:

$$U + Rc^* \dot{U} = c^* (q + Rc_2 \dot{q}),$$

где $c^* = \frac{c_1 c_2}{c_1 + c_2}$, q – характеризует деформацию сдвига, U – касательное напряже-

ние, $\frac{1}{c_1}$ и $\frac{1}{c_2}$ – модули сдвига, R_1 и R_2 – коэффициенты вязкости движения границ раздела при двойниковании и раздвойниковании.

Модельные представления носят упрощенный характер и не учитывают того, что количественные значения феноменологических параметров имеют строго локальный характер и могут значительно отличаться для разных двойников в одном и том же образце. Кроме того, в сложных условиях деформирования упругие и вязкие характеристики материала могут изменяться в процессе эксперимента. Однако модельные представления дают правильный порядок расчетных величин реологических параметров и позволяют достоверно предсказывать их зависимости от различных факторов.

Список литературы

1. Гарбер Р.И. Механические свойства единичных двойниковых прослоек // Физ. твердого тела. 1959. Т. 1, Вып. 5. С. 814–825.
2. Башмаков В.И., Солдатов В.П. Некоторые свойства границ остаточных двойниковых прослоек // Физ. мет. и металловед. 1963. Т. 16, Вып. 5. С. 768–775.
3. Bashmakov. V.I., Bosin M.E., Lavrentev F.F. The influence of forest dislocations on the mobility of the twin boundaries in Zn crystals // Phys. Stat. Sol. 1974 (a). V. 22. P. 303–314.

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ДВОЙНИКОВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ

В. И. Башмаков, Т. С. Чикова^{*}, Н. Н. Дуб

Мозырский государственный педагогический университет, Беларусь,
mozvuz@mail.gomel.by

^{*} *Санкт-Петербургский Государственный Университет, Россия*

В совершенных ионных кристаллах пластическая деформация двойникованием протекает в наиболее чистом виде и не сопровождается скольжением. Экспериментально исследуя механическое двойникование кальцита и натриевой селитры, Гарбер (1938–1959) выявил стадийность в развитии механической двойниковой прослойки и установил основные закономерности двойникования ионных кристаллов [1]. Он показал, что с увеличением внешней концентрированной нагрузки размеры упругого клиновидного двойника растут непрерывно, плавно, пропорционально нагрузке таким образом, что двойниковая прослойка сохраняет форму очень тонкого клина, отношение толщины h которого к длине L остается постоянным $\frac{h}{L} \approx 10^{-4} - 10^{-3}$ на протяжении всего роста.

Эти выводы положены в основу дислокационной теории упругого двойникования кристаллов [2], в которой клиновидный двойник рассматривается как скопление двойникоующих дислокаций, расположенных в одной плоскости, а его рост трактуется как зарождение двойникоующих дислокаций и их движение вдоль границы раздела под действием механических напряжений. Эта теория достаточно полно описывает упругую стадию двойникования ионных кристаллов, качественно объясняет ряд явлений на границах клиновидных двойников в металлах, однако для количественного анализа механического двойникования металлических кристаллов она не применима.

В металлах в широком диапазоне температур и нагрузок скольжение, как правило, предшествует двойникованию и на всех стадиях сопровождает его, что приводит к заметному отличию кинетики развития двойниковых прослоек в условиях интенсивного предшествующего и сопутствующего скольжения от закономерностей чистого двойникования.

На основании статистических исследований механического двойникования металлических монокристаллов ромбоэдрической (висмут, сурьма) и гексагональной (цинк) структур при различных условиях и режимах нагружения установлены следующие особенности развития клиновидных двойниковых прослоек.

1. Под воздействием сосредоточенной нагрузки одновременно возникают несколько очагов двойникования, создающих различные поля упругих напряжений в окрестности внешнего концентратора. Развитие каждого двойника происходит не изолированно, а в условиях взаимодействия с другими скоплениями двойникоующих дислокаций. Это обстоятельство оказывает существенное влияние на изменение размеров отдельных двойников при повышении нагрузки и предопределяет индивидуальность поведения каждого из клиновидных двойников в ансамбле.

2. Непропорциональное, несинхронное, неоднозначное изменение длины L и толщины у устья h остаточных клиновидных двойниковых прослоек с ростом внешних напряжений. При всех видах воздействий на образец наблюдались случаи увеличения длины двойникового клина при его неизменной толщине и наоборот.

3. Неоднородный характер протекания двойникового как во времени, так и по объему деформируемого кристалла. Самопроизвольная обратимость пластической деформации на двойниковых границах при возрастании нагрузки, проявляющаяся в сокращении длины двойника при одновременном росте его толщины или при постоянном h , а также уменьшении толщины клина при увеличении его длины или неизменном значении L .

4. Клиновидный двойник нельзя считать плоским, поскольку параметр $\frac{h}{L}$, характеризующий плотность двойникующих дислокаций на двойниковых границах, в металлах по порядку величины заметно отличается от условий дислокационной теории и составляет $\frac{h}{L} \approx 10^{-2} \div 10^{-1}$. Отношение толщины клиновидного двойника к его длине при любой нагрузке имеет значительный статистический разброс и не остается постоянным с ростом внешних механических напряжений (рис. 1).

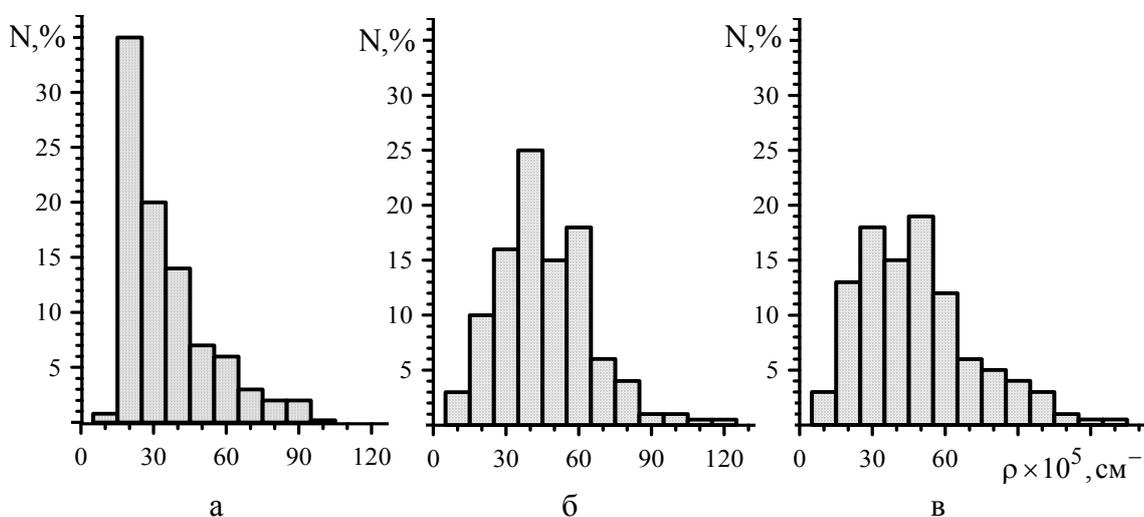


Рис. 1. Распределения клиновидных двойников в висмуте по плотностям двойникующих дислокаций на границах
а – $P=0,05H$; б – $P=0,2H$; в – $P=0,5H$

5. Двойниковая прослойка представляет собой скопление большого количества ($\sim 10^4 - 10^6$) двойникующих дислокаций, локализованных в небольшой области кристалла. На границах и в вершине двойника возникают значительные внутренние напряжения, вызывающие сопутствующее скольжение, которое в процессе роста двойника осуществляется не только в материнском кристалле, но и в двойнике.

6. Неравномерное, скачкообразное движение вершины клиновидного двойника под нагрузкой, о чем свидетельствует полимодальный характер статистических распределений двойников по длинам $\frac{\Delta N}{N}(L)$ или, что то же самое, распределений по длинам пробегов лидирующих дислокаций в ансамблях двойникующих дислокаций, образующих двойниковые клинья. Скачкообразное движение двойниковых вершин можно объяснить их периодическими задержками на стопорах.

1. Классен-Неклюдова М.В. Механическое двойникование кристаллов. М.: Издательство АН СССР, 1960. 216 с.
2. Косевич А.М., Бойко В.С. Дислокационная теория упругого двойникового кристаллов // УФН 1971. Т. 104. С. 201–254.

СКАЧКООБРАЗНЫЙ РОСТ КЛИНОВИДНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ДВОЙНИКОВ

Т. С. Чикова

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Россия

Для выяснения физической природы пластической деформации двойникованием реальных кристаллов большое значение имеют эксперименты по выявлению наиболее общих закономерностей развития механического двойникования в металлах, содержащих широкий спектр дефектов структуры различной природы и мощности при наличии предшествующего и сопутствующего скольжения.

Одной из таких наиболее важных и принципиальных для развития модельных представлений особенностей двойникования металлических кристаллов является неравномерное, скачкообразное движение вершины клиновидного двойника под нагрузкой. Неравномерное развитие двойникования неоднократно наблюдалось в ионных [1] и в металлических кристаллах [2]. В наших экспериментах о скачкообразном характере движения двойниковых вершин можно судить по виду графиков статистических распределений клиновидных двойников по длинам. Исходя из дислокационных представлений, клиновидный двойник представляет собой совокупность плоскостей, в которых начато, но не окончено двойникование. Контур двойниковой прослойки определяется расположением двойникующих дислокаций. В вершине двойникового клина находится лидирующая дислокация, пробег которой и задает длину двойника L . Статистические графики распределений двойников по длинам характеризуют распределения пробегов лидирующих двойникующих дислокаций. При всех изучавшихся режимах нагружения кристаллов, кроме случая малых нагрузок $P=0,05$ Н (рис. 1а), статистические кривые $\frac{\Delta N}{N}(L)$ так же, как и статистические распределения по длинам пробега для полных дислокаций в линиях скольжения [3], имеют ряд максимумов, периодически расположенных вдоль оси абсцисс.

Полимодальный вид статистических распределений $\frac{\Delta N}{N}(L)$ или, что то же самое, распределений пробегов двойникующих дислокаций (рис. 1) так же, как и для полных дислокаций, можно объяснить скачкообразным движением двойниковых вершин, связанным с их периодическими задержками на некоторых стопорах, служащих препятствиями как для отдельных двойникующих дислокаций, так и для всего дислокационного ансамбля в целом. Стопорами для ансамбля двойникующих дислокаций могут быть: дислокации леса, пороги и перегибы на полных дислокациях различного типа, скопления полных дислокаций, образующих границы блоков, инородные макро-и микровключения, двойниковые прослойки другой ориентации, нескомпенсированные дальнедействующие поля напряжений, которые образуются скоплениями дислокаций леса и другими двойниками. Как плоские скопления полных дислокаций, так и дислокации леса являются неотъемлемыми частями дислокационной структуры деформированного кристалла, которые обуславливают величину и периодичность пиков дальнедействующих напряжений. В кристалле могут одновременно находиться стопоры различной физической природы. Кроме того, стопоры могут различаться интенсивностью их взаимодействия с движущимися двойникующими дислокациями, т.е. «мощностью». Взаимодействия вершины двойника со стопорами разных типов отличаются; препятствия могут преодолеваются двойником

как скачком, так и медленным «продавливанием» через зону действия полевого стопа.

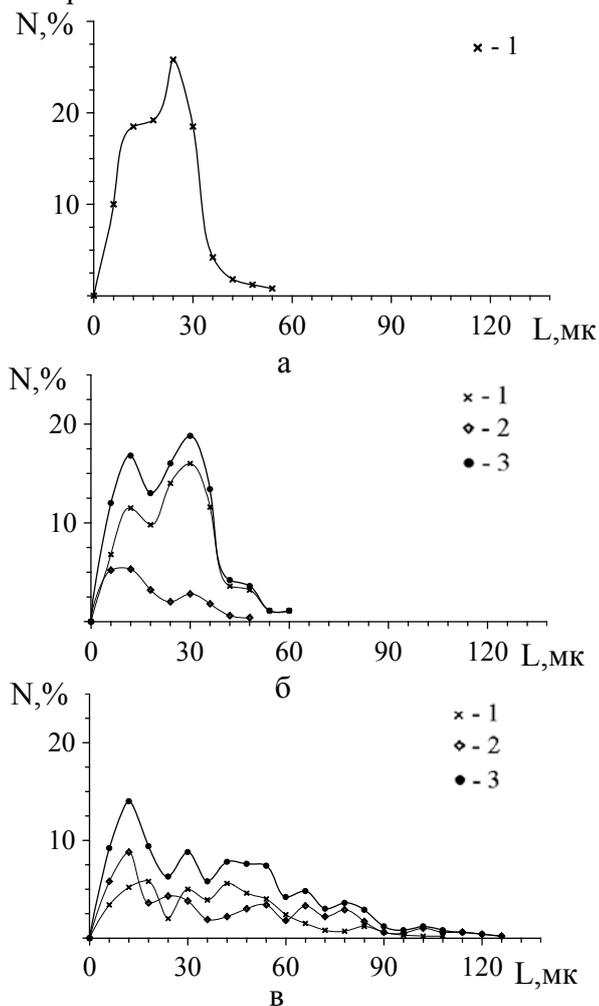


Рис. 1. Статистические распределения клиновидных двойников по длинам в висмуте а – $P=0,05H$, б – $P=0,2H$, в – $P=0,54H$

Характер перемещения вершин клиновидных двойников не зависит от стадии их развития. На рис. 1б и 1в приведены по три графика. Кривая «1» описывает развитие двойников, появившихся при первичном деформировании с нагрузкой $P=0,05H$ (рис. 1а), кривая «2» характеризует новые двойники, зародившиеся при последующем увеличении нагрузки ($P=0,2H$; $P=0,5H$), «3» – суммарная кривая, построенная для всей совокупности двойников у концентратора напряжений. Видно, что с учетом статистического разброса графики имеют одинаковый вид.

Теория скачкообразного движения двойникообразующих дислокаций к настоящему времени не развита, поэтому, учитывая аналогию дислокационных моделей тонкого двойника и незавершенной полосы скольжения, для интерпретации экспериментальных статистических зависимостей $\frac{\Delta N}{N}(L)$ можно использовать некоторые положения хорошо разработанной теории скачкообразного движения полных дислокаций [3].

Список литературы

1. Бенгус В.З., Комник С.Н., Старцев В.И. О роли размножения дислокаций при пластической деформации ионных кристаллов // В кн.: Механизм разрушения металлов. Республиканский межведомственный сборник. Киев.: Наукова думка, 1966. С. 44–58.
2. Финкель В.М., Савельев А.М., Королев А.П., Федоров В.А. О температурной зависимости скорости роста двойников // Физ. мет. и металловед. 1978. Т. 46. № 6. С. 1261–1268.
3. Ландау А.И., Боржковская В.М., Торкатюк М.Т., Давыдова М.А. Статистическое исследование распределения расстояний между точками закрепления дислокаций // Кристаллография. 1969. Т. 13. Вып. 2. С. 303–309.

СКОРОСТНАЯ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТЬ ТВЕРДОСТИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

Ю.И. Головин¹, Ю.Л. Иунин², А.И. Тюрин¹, В.В. Хлебников¹

1 – Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Россия

2 – Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

golovin@tsu.tmb.ru

Влияние скорости на пластические свойства многих материалов изучают обычно в макроиспытаниях. При этом для разных пластичных материалов исследован широкий диапазон скоростей относительной деформации $\dot{\epsilon}$ (от 10^{-8} до 10^6 с⁻¹). Однако, во многих хрупких материалах (в частности, в монокристаллах с ковалентным типом связей, керамиках, стеклах и др.) разрушение начинается раньше, чем наступает заметная пластическая деформация. Их пластические свойства изучают обычно методами локального деформирования или микроиндентирования, а в последние годы – методом наноиндентирования в диапазоне достаточно малых $\dot{\epsilon}$ (10^{-7} – 10^{-1} с⁻¹). Вместе с тем, многие процессы характеризуются очень высокими скоростями локального нагружения в субмикронных областях: сухое трение, абразивный и эрозийный износ, тонкий помол и т.д.. Таким образом, существует малоисследованная область механических свойств материалов, характеризующаяся одновременно малыми временами нагружения и размерами зоны деформации.

В данной работе ставилась цель исследования скоростной чувствительности микротвердости H ряда ионных и ковалентных кристаллов (KCl, LiF, Ge, GaAs, MgO, Si), металлов (Al, Pb) и полимеров (ПММА) в диапазоне $\dot{\epsilon}$ от 3×10^{-3} до 10^2 с⁻¹, перекрывающем около пяти порядков величины, при глубине отпечатка ~ 1 мкм.

С этой целью на приборе, разработанном в лаборатории наноиндентирования ТГУ [1], осуществляли индентирование алмазной пирамидой Берковича под действием треугольного импульса силы с варьруемой амплитудой $P_{\max} \leq 420$ мН и длительностью фронта импульса нагружения – в диапазоне времен $\tau = 10$ мс – 300 с. Это обеспечивало эквивалентные условия испытания при различных средних скоростях относительных деформаций $\dot{\epsilon} \approx v/h \sim 1/\tau$. Отношение P_{\max} к соответствующей площади отпечатка $S = 24,5h^2$ принимали за динамическую твердость $H_d = P_{\max}/S$.

Для всех исследованных материалов определены коэффициенты скоростной чувствительности динамической твердости от средней скорости относительной деформации под индентором. Показано, что в ковалентных кристаллах (Si, Ge и GaAs) скоростная чувствительность практически отсутствует. В то же время, мягкие ионные кристаллы (KCl, LiF), металлы (Al, Pb) и полимеры (ПММА) - демонстрируют заметный рост H_d с увеличением $\dot{\epsilon}$. MgO имеет в исследованном диапазоне $\dot{\epsilon}$ очень слабую скоростную чувствительность H_d . Интересная особенность поведения H_d ($\dot{\epsilon}$) наблюдалась у LiF. В области низких скоростей наклон был в 2,5 раза меньше, чем в интервале $\dot{\epsilon}$ от 10^{-1} до 10^2 с⁻¹.

Таким образом, по величине численного значения коэффициента скоростной чувствительности исследуемые материалы можно разбить на две группы. В кристаллах с высоким отношением квазистатической твердости H_{st} к модулю Юнга E ($H_{st}/E \geq 0,04$) в исследуемом диапазоне $\dot{\epsilon}$ скоростная чувствительность H_d не проявлялась или была очень низкой. В то же время кристаллы с $H_{st}/E \leq 0,015$ демонстрировали сильную зависимость H_d от $\dot{\epsilon}$.

Наличие пластической деформации под индентором при одновременном отсутствии скоростной зависимости H_d для Si, Ge, GaAs, и очень малом количестве об-

разующихся дислокаций с крайне низкой их подвижностью при комнатной температуре означает, на наш взгляд, что пластическую релаксацию в этих материалах обеспечивают недислокационные процессы: генерирование и движение из-под индентора неравновесных точечных дефектов или зародышей новых фаз, индуцируемых высокими контактными давлениями.

Этот вывод согласуется с рядом независимых данных о большой роли неравновесных точечных дефектов в массопереносе при микроиндентировании [2-6], а также результатами компьютерного моделирования методами многочастичной молекулярной динамики [7-8], в которых авторы показывают, что в условиях индентирования энергия активации движения межузельных атомов и их малоатомных кластеров может быть во много раз ниже энергии активации движения дислокаций, а их подвижность при низких температурах – соответственно выше.

Таким образом, для всех исследованных материалов определены коэффициенты скоростной чувствительности динамической твердости и установлена их зависимость от скорости относительной деформации при наноиндентировании и прочностных свойств материала (отношения статической твердости к модулю Юнга исследуемого материала).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 01-02-16573 и 01-02-97006) и Министерства образования РФ (грант № Е00-3.4-123).

Список литературы

1. Головин Ю.И., Тюрин А.И., Иволгин В.И., Коренков В.В. Новые принципы, техника и результаты исследования динамических характеристик твердых тел в микрообъемах // Журнал технической физики. 2000. Т. 70. №5. С.82-91.
2. Akchurin M.Sh., Regel V.R. Specific features of crystal deformation under a concentrated load // Chemistry Reviews. 1998. Т. 23. № P. II. P.59-88.
3. Головин Ю.И., Тюрин А.И. О межузельных механизмах пластического течения на начальной стадии погружения индентора при микроиндентировании // Письма в ЖЭТФ. 1994. Т. 60. №3. С.722-726.
4. Farber B.Ya., Orlov V.I., Nikitenko V.I., Heuer A.N. Mechanisms of energy dissipation during displacement-sensitive indentation in Ge crystals at elevated temperatures // Phyl. Mag. A.. 1998. Vol.78. №3. P.671-678.
5. Rozhanskii V.N., Velednitskaya M.A. Electron microscopy investigation of the surface relief after concentrated load deformation of NaCl crystals // Phys.Stat.Sol.(a). 1971. Vol.8. №2. P.551-564.
6. Рожанский В.Н., Сизова Н.Л., Урусовская А.А. Краудионная пластичность CsI // ФТТ. 1971. Т. 13. №2. С.411-415.
7. Zhao P., Shimomura Y. Molecular dynamics calculation of properties of the self-interstitial in copper and nickel // Computation Materials Science. 1999. Vol.14. №1. P.84-90.
8. Koyanagi M., Tsutsumi T., Ohsawa K. and Kuramoto E. Atomic structure and dynamic behavior of small interstitial clusters in Fe and Ni // Computation Materials Science. 1999. V.14. P.103-107.

РОЛЬ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ В ДЕФОРМАЦИОННОМ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ ПОРЯДОК–БЕСПОРЯДОК

С. В. Старенченко, В. А. Старенченко, И. П. Замятина, О. Д. Пантюхова

Томский государственный архитектурно-строительный ун-т, Россия
svs@oof.tisi.tomsk.su

Пластическая деформация вызывает фазовый переход порядок-беспорядок. В различных исследованиях этот факт нашёл подтверждение. Основные черты этого превращения детально изучены в наших работах. Экспериментальные факты, связанные с влиянием пластической деформации на дальний порядок, существующий в хорошо упорядоченных сплавах со сверхструктурами $L1_2$, $L1_2(M)$, $L1_2(MM)$ получены на сплавах Au_3Cu , Ni_3Fe , Ni_3Al , Ni_3Ge , нестехиометрическом Cu_3Pt , Cu_3Pd , Au_4Zn . Образцы деформировали холодной прокаткой и изучали методами рентгеноструктурного анализа. Деформационные дефекты разного типа – точечные и линейные, возникшие в процессе возрастания внутренних микроискажений кристаллической решётки, изменяют состояние деформируемого упорядоченного материала.

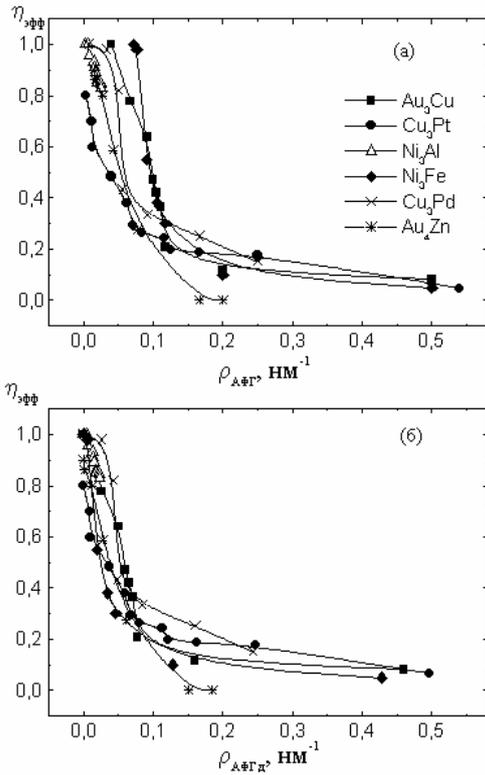


Рис. 1. Зависимости эффективного параметра порядка от общей плотности АФГ (а) и от плотности деформационных АФГ (б).

Появление дислокационных стенок, скоплений дислокаций, новых антифазных границ приводит к измельчению, как блочной структуры, так и доменной. Одновременно с этим происходит понижение степени упорядоченности сплавов за счёт вакансий и межузельных атомов, а также за счёт увеличения плотности различных дефектов: антифазных границ, дислокаций разного типа, трубок АФГ, дислокационных стенок. Понижение порядка в материале происходит гетерогенно. Наряду с упорядоченной фазой в локальных местах уже при небольших деформациях появляется разупорядоченная фаза, её количество увеличивается в процессе деформации. Степень разупорядоченности сплава определяется как степенью деформации, так и его энергией упорядочения. Характер поведения $\eta(\varepsilon)$ зависит от исходного состояния (монокристалличности, присутствия периодических АФГ, энергии упорядочения). Понижение степени дальнего порядка коррелирует с плотностью АФГ и главным образом определяется плотностью деформационных АФГ (рис. 1).

Математическая модель, учитывающая совокупность элементарных деформационных механизмов (накопление АФГ, трубок АФГ, сверхструктурных дислокаций, движение одиночных и переползание краевых дислокаций, генерацию точечных дефектов и возникновение дислокационных стенок) и экспериментальные сведения о гетерогенном характере нарушения дальнего порядка в сплаве достаточно хорошо описывает деформационный фазовый переход порядок-беспорядок. Результаты расчётов уменьшения параметра дальнего порядка, выполненных в этой модели совпадают с экспериментальными измерениями $\eta(\varepsilon)$.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ХРУПКИХ И ПЛАСТИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КРИСТАЛЛОВ С ИХ ФОНОННОЙ ПОДСИСТЕМОЙ

Д. З. Грабко, О. А. Шикимака, Д. В. Гицу

Институт прикладной физики Академии Наук Молдовы, Кишинев, Молдова
daria.grabco@phys.asm.md

Физические аспекты упругости, пластичности и хрупкости твердых тел на макро-, мезо- и микроуровнях представляют непреходящий интерес, как для инженеров, так и для физиков. Данная проблема становится особенно актуальной для нанотехнологий, когда размеры структур становятся все более и более тонкими.

К настоящему времени выявлено много внутренних и внешних факторов (тип кристаллической структуры и химической связи атомов, внутренняя энергия, упругие модули, содержание примесей, температура деформирования, величина и характер приложения нагрузки и т. д.), которые влияют на прочностные и пластические свойства, как массивных кристаллов, так и различного рода размерно-ограниченных структур (микро- и нанокристаллы, квазидвумерные планарные структуры и др.). Однако среди этого большого числа параметров не удалось выделить наиболее важные из них. Знание же этих параметров может способствовать разработке управляемых технологий и, как результат, улучшению механических свойств вновь получаемых материалов.

Детальные и углубленные исследования на микро- и мезоуровне кристаллов различного типа, деформированных одноосным сжатием и сосредоточенной нагрузкой, позволили выявить наиболее общие закономерности, характерные для процесса деформирования твердых тел.

Так, анализ деформационных кривых различных кристаллов при одинаковых относительных температурах обнаруживает следующую общую закономерность: для всех кристаллов на кривых $\tau(a)$, полученных при $T < 0,3T_{пл.}$, как правило, развивается лишь упругая стадия и иногда начало I стадии деформирования, после чего наступает разрушение образца. В интервале $T \approx 0,3-0,5T_{пл.}$ на кривых деформирования (при степенях пластической деформации до 15-20%) обнаруживается как упругая, так и I и II стадии, иногда начало III стадии. При температурах же $T > 0,5 T_{пл.}$ упругая и I стадии практически отсутствуют, и деформационные кривые сразу начинаются со II стадии, после которой наступает III стадия, стадия разупрочнения.

Выявленная аналогия в протекании пластической деформации при одноосном сжатии кристаллов различного типа находит полное подтверждение и при изучении особенностей деформирования в случае действия сосредоточенной нагрузки, в частности, при микроиндентировании. В пользу этого свидетельствует множество выявленных закономерностей в протекании пластической деформации при микровдавливании, являющихся общими для кристаллов различного типа. Это и закономерности формирования характерного рельефа поверхности вокруг отпечатков, образование дислокационных структур и идентичность пластического деформирования в широком температурном интервале, температурный сдвиг характера деформирования и многие другие факты.

Увеличение температуры деформирования усиливает вклад термоактивируемых процессов, который проявляется в возрастании размеров деформированной зоны вокруг отпечатка и в более хаотическом распределении дислокаций в ней. Температуры, при которых начинается существенная активизация этих процессов, для всех исследованных кристаллов находятся в интервале $0,3 - 0,4 T_{пл.}$

Кроме того, оказалось, что проявление упругости, пластичности и хрупкости в твердых телах напрямую связано с их фононной подсистемой, тепловыми свойствами и, в частности, с такой фундаментальной характеристикой, как температура Дебая (Θ_D) (Таблица).

Таблица. Значения абсолютных и относительных дебаевских температур и соответствующие значения микротвердости (H) изучаемых кристаллов

Кристалл	Θ_D, K	$\Theta_D/T_{пл.}$	$H, ГПа$
Bi	119	0,22	0,13
Sb	211	0,23	0,56
KCl	220	0,21	0,10
NaCl	283	0,26	0,20
NaF	430	0,33	0,65
LiF	650	0,56	1,20
MgO	1004	0,30	8,00
InP	480	0,36	3,56
Ge	374	0,30	7,55
Si	645	0,37	9,50

Из таблицы видно, что пластичные при комнатной температуре кристаллы, обладающие низкой твердостью (Bi, Sb, KCl, NaCl), имеют более низкие значения Θ_D . Их температуры Дебая лежат в интервале температур ниже комнатной. У твердых же и хрупких кристаллов (LiF, MgO, InP, Si) они располагаются выше $T_{комн.}$: $\Theta_D > 293K$.

Ранее [1,2] было установлено, что для большинства кристаллов именно выше этих температур начинается значительное увеличение подвижности дислокаций, резкое возрастание размеров дислокационных розеток.

Как известно, величина температуры Дебая твердых тел зависит от типа химической связи и структуры кристалла, она отражает состояние фононного спектра, внутренней и тепловой энергии материала. Кристаллы с ковалентным типом связи и со сложной кристаллической структурой обладают более высокими значениями Θ_D по сравнению с ионными, полуметаллическими и металлическими материалами. Изменение температуры качественно меняет фононную подсистему кристалла. При температуре Дебая возбуждение колеблющихся атомов существенно выше, чем при $T < \Theta_D$. Это стимулирует протекание термоактивируемых процессов, изменяет характер вязкого торможения дислокаций, увеличивает число степеней свободы движущейся дислокации, интенсифицирует поперечное скольжение дислокаций и т.д., что ведет к увеличению пластичности.

Полученные данные показывают, что Θ_D является своеобразной границей смены хрупких и пластических свойств кристаллов. При $T \gg \Theta_D$ деформирование происходит, в основном, пластически, при $T < \Theta_D$ хрупкое разрушение сопровождается процессами деформирования. Обнаружение этого факта позволяет по-новому взглянуть на природу пластичности и хрупкости твердых тел: изменяя температуру Дебая материалов, можно управлять их прочностными и пластическими свойствами.

Список литературы

1. Ю.С. Боярская, Д.З. Грабко, М.С. Кац. Физика процессов микроиндентирования. Кишинев, «Штиинца», 1986, 294 с.
2. D.Grabco, B.Pushcash, M. Dyntu and O. Shikimaka. Thermal Evolution of Deformation Zones around Microindentation in Different Types of Crystals // Phil. Mag. A, 2002, Vol. 82, No 10, pp.2207-2215.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛОВ, ОБЛАДАЮЩИХ РАЗЛИЧНЫМ ТИПОМ СВЯЗИ

Д.З. Грабко, О.А. Шикимака, Д.В. Гицу, С.Н.Дуб*

Институт прикладной физики Академии Наук Молдовы, Кишинев, Молдова,

daria.grabco@phys.asm.md ; o.shikimaka@phys.asm.md

**Институт сверхтвердых материалов, Киев, Украина,*

sergey_dub@ukrpost.net

Ускоренное развитие нанотехнологий в последние десятилетия и создание многофункциональных наноматериалов предполагают, наряду с электрофизическими свойствами, знание на наноуровне и основных параметров упругости, пластичности и хрупкости твердых тел с целью получения качественных и прочных материалов и структур.

Следует отметить, что к настоящему времени основные закономерности в физике прочности и пластичности установлены, в основном, для микро- и макроуровней деформирования. Так, была установлена существенная роль фононной подсистемы в проявлении кристаллом хрупко-пластических свойств [1], показана взаимосвязь механических параметров, таких как микротвердость, микропластичность и микрохрупкость, с термическими свойствами, именно с температурой Дебая. Высказано мнение, что данный факт следует принимать во внимание при разработке технологии и изготовлении новых материалов, обладающих определенными заданными хрупко-пластическими свойствами, в особенности при получении размерно-ограниченных структур.

Было отмечено, что существенный рост подвижности дислокаций и резкое возрастание дислокационных розеток при микроиндентировании начинается в области температур деформирования, превышающих температуру Дебая испытываемого материала. При таких температурах, как известно, происходит заметное возбуждение фононной подсистемы кристалла и возрастание колебательного спектра атомов по сравнению с низкими температурами. Этот факт стимулирует протекание термоактивируемых процессов в кристалле: увеличение подвижности и возрастание интенсивности поперечного скольжения дислокаций, и, как следствие, возрастание пластичности кристаллов.

Однако тенденция перехода к микро и нанотехнологиям, которая имеет место в настоящее время, нуждается в подтверждении полученных закономерностей деформирования и на наноуровне, поскольку их применение было бы некорректным без проведения соответствующих экспериментов. Это тем более актуально, если принять во внимание использование инденторов различного типа: индентор Виккерса в случае микроиндентирования и индентор Берковича - для наноиндентирования

В связи с этим, исследование серии кристаллов, проведенное на микроуровне (микродавливание), было продолжено на наноуровне. Для этого было проведено наноиндентирование следующих кристаллов: KCl, LiF, CaF₂, MgO, InP, Si, обладающих постепенно изменяющимся типом химической связи от ионной (KCl, LiF) и ионно-ковалентной (CaF₂, MgO, InP) к ковалентной (Si). Исследования при наноиндентировании показали, что кристаллы, расположенные в такой ряд, обладают постепенно возрастающими параметрами: модулем Юнга, значениями нанотвердости, степенью упругого восстановления и температурами Дебая и плавления.

Анализ типичных диаграмм наноиндентирования (Рис.1) и изучение микроструктуры отпечатков подтвердили установленные ранее на микроуровне закономерности. Было найдено, что для большинства исследованных кристаллов температура Дебая действительно является определенной границей, изменяющей характер деформирования в сторону хрупко-пластического перехода.

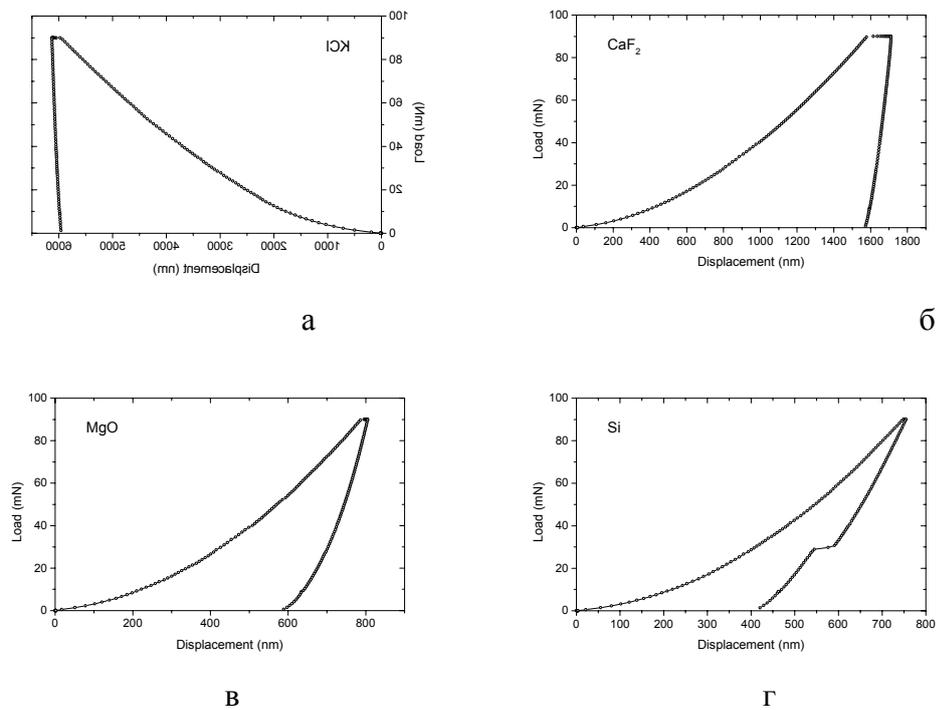


Рис.1. Диаграммы наноиндентирования кристаллов: а- KCL, б- CaF₂; в - MgO; г -Si.

Так, деформирование при комнатной температуре ($T_{\text{деф.}} \approx 300\text{K}$) происходит, главным образом, пластически для кристалла KCl, имеющего $\theta_D \approx 220\text{K} < T_{\text{комн.}}$, однако хрупкое разрушение присутствует в кристаллах, для которых $\theta_D > T_{\text{деф.}}$, именно для кристаллов CaF₂, MgO, InP с $\theta_D = 500\text{K}$, 1004K , 480K , соответственно. Было отмечено, что форма индентора оказывает влияние на характер протекания пластической деформации. Например, отпечатки, нанесенные при нагрузках $P = 0,02 - 0,12\text{H}$ пирамидой Берковича, были более хрупкими, чем для пирамиды Виккерса.

Специфическое поведение характера деформирования было отмечено на кристалле Si, который, несмотря на высокое значение температуры Дебая $\theta_D \approx 645\text{K}$, продемонстрировал образование пластичных отпечатков при комнатной температуре деформирования. Это явление было ранее отмечено в работах [3,4] и объяснено формированием под отпечатком металлической фазы высокого давления Si-II, с последующим переходом в метастабильные фазы Si-XII и Si-III после разгрузки образца.

Таким образом, исследования, проведенные в работе, подтвердили, что закономерность относительно взаимосвязи между хрупко-пластическими свойствами твердых тел и их фонной подсистемой, выявленная при микроиндентировании, подтверждается и при деформировании кристаллов методом наноиндентирования. В то же время отмечено некоторое уменьшение коэффициента трещиностойкости K_{1c} для хрупко-пластических кристаллов, деформированных в режиме наноиндентирования, по сравнению с микровдавливанием.

1. Альшиц В.И., Инденбом В.Л. Динамическое торможение дислокаций // Динамика дислокаций, Киев "Наукова думка", 1975, сс. 232-275.
2. Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Макаров Ю.В. и др. Физическая мезомеханика // Новосибирск, «Наука», 1975, том I, 298 с.
3. Gridneva I.V., Milman Yu.V., Trefilov V.I. Phase transition in diamond-structure crystals during hardness measurements // Phys. Stat. Sol (a), 1972, v. 14, p.177-183.
4. Domnich N., Gogotsi Yu., and Dub S. Effect of phase transformations on the shape of unloading curve in the nanoindentation of silicon // Appl. Phys. Lett., 2000, Vol. 76, No. 16, 2214-2216.

ИНТЕГРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛАХ ПОСРЕДСТВОМ ДИФРАКЦИИ РЕНТГЕНОВСКИХ ЛУЧЕЙ

П. Климанек

Технический Университет Горная академия Фрайберг,

Институт металловедения, Фрайберг, Германия

klimanek@ww.tu-freiberg.de

Пластическая деформация металлических материалов при больших деформациях характеризуется активацией различных деформационных мод (например, скольжения дислокаций, механического двойникования, полос сдвига) и развитием сложных, локально негомогенных субструктур (например, дислокационных ячеистых структур, компактных кластеров или стенок дислокаций, субграниц, деформационных и сдвиговых полос), которые вызывают как значительные деформации, так и повороты решетки. Адекватное описание, и в особенности, количественная характеристика таких микроструктур является сложной и требует введения физически реалистичных моделей субструктуры, а также применения различных техник анализа микроструктуры, которые позволяют принять в рассмотрение как одновременное развитие субструктуры на различных масштабных уровнях, так и наличие переходов между ними ([1], например).

Представляемый доклад рассматривает возможности применения интегрального анализа дислокационных структур, возникших в кристаллических материалах во время пластической деформации, посредством анализа уширения рентгеновского пика в радиальном направлении. Эта процедура базируется на теории уширения дифракционного рентгеновского пика, вызванного дислокациями, разработанной главным образом Кривоглазом, Рябошапкой и др. и Вилкенсом (см. напр. [2-6]). Чтобы получить физически реалистичную интерпретацию результатов эксперимента, в особенности в поликристаллах, нужно принять в расчет следующие проблемы: правильный выбор модели субструктуры, вызванную присутствием определенной ориентации (текстуры) и/или содержанием дислокаций анизотропию уширения пика, и негомогенность субструктуры. Чтобы продемонстрировать потенциал, а также ограничения (которые заметно уменьшаются при комбинировании рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии (см. [1,7,8])) анализа, представлены экспериментальные данные относительно развития субструктуры в деформированных сжатием при комнатной температуре поликристаллах алюминия [9] и циркония [10]. Результаты показывают, что анализ уширения пика является на данный момент мощным средством для исследования сложных дислокационных структур.

1. П. Климанек, В. Клемм, М. Мотыленко, А.Е. Романов: Доклад / Всероссийская конференция "Дефекты, структура и прочность кристаллов", Черногоровка 4-7 июня 2002. В печати
2. Кривоглаз М.А.: Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах. Киев, Наукова думка, 1993
3. Рябошапка К.П.: Физика рассеяния рентгеновских лучей деформированными кристаллами. Киев, Наукова думка, 1993
4. Wilkens M.: phys. stat. sol. (a) 2 (1970) 359
5. Wilkens M.: J. Appl. Cryst. 12 (1979) 119-125
6. Ungar T. in: Defect and Microstructure Analysis by Diffraction (Ed. R.L. Snyder et al.) IUCr Monographs on Crystallography, Vol.10, Oxford University Press 1999, 165-199
7. Breuer D., Klimanek P., Martin U., Mühle U.: Z. Metallkunde. 88 (1997)
8. Klimanek P., Cyrener K., Germain Ch. et. al.: Microstructure and Mechanical Properties of Metallic High - Temperature Materials. DFG Research Report (Ed. H. Mughrabi et. al.), WILEY-VCH, Weinheim 1999, 271-290
9. Klimanek P., Masimov M., Zakharov A.: To be published
10. Poetzsch A.: Dr.-Ing. Thesis, Freiberg University of Mining and Technology 2003

АНАЛИЗ РАЗОРИЕНТИРОВОК РЕШЕТКИ, ВЫЗВАННЫХ ДИСЛОКАЦИЯМИ В ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ КРИСТАЛЛАХ, С ПОМОЩЬЮ РЕНТГЕНОСТРУКТУРНОГО И ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОГО МЕТОДОВ

П. Климанек, М. Масимов, М. В. Мотыленко

*Технический Университет Горная академия Фрайберг,
Институт металловедения, Фрайберг, Германия,
motylenk@ww.tu-freiberg.de*

Пластическая деформация в кристаллах, как следствие движения мобильных дислокаций различных систем скольжения, а также неравномерной активации одних и тех же систем скольжения, приводит к образованию дезориентаций в субструктуре как моно- [1], так и поликристаллов.

Анализ таких структур возможен различными методами, в частности, методом качающегося кристалла [2] при рентгеноструктурном анализе или картины дифракции обратноотраженных электронов (КДОЭ) [3] в растровом электронном микроскопе.

- Метод качающегося кристалла базируется на анализе уширения рентгеновского пика в азимутальном направлении (ω - сканирование). По его данным определяется средняя разориентировка по облучаемому объему.
- По данным КДОЭ рассчитываются как ориентация отдельных локальных областей кристалла, так и средняя разориентировка исследуемой области кристалла и функция распределения разориентировок.

Из усреднения информации по исследуемому объему выведены интегральные характеристики субструктуры.

Анализ полученных этими методами данных обнаруживает значительные отличия в рассчитанных разориентациях, что связано с неучетом корреляции между соседними субзернами [4]. Учет этого фактора позволяет значительно снизить несоответствие в полученных результатах.

В данной работе по вышеописанной методике исследовались монокристаллы никеля и поликристаллы алюминия полученные сжатием при комнатной температуре с различными степенями деформации.

Вследствие негомогенности пластической деформации по всему объему на поздних стадиях, в монокристаллах никеля возникают локальные участки ротационной пластичности - дисклинации. Исследование развития разориентировок позволяет качественно описать процесс эволюции сложной дислокационно-дисклинационной субструктуры.

В случае поликристаллов алюминия изменения параметров субструктуры прослеживалось в пределах зерна одной и той же [100] и [111]-ориентации. При этом учитывался коэффициент корреляции полученный сравнением результатов метода КДОЭ и метода качающегося кристалла для деформированных монокристаллов никеля.

1. Motylenko, M., Klimanek, P.: Microstructure Evolution in Plastic Deformation of Fe-Si Single Crystals by Compression at RT. Proc. MSMF 3 (Ed. P. Sandera), Brno CR, 2001. ISBN 80-214-1892-3
2. Кривоглаз М.А. Дифракция рентгеновских лучей и нейтронов в неидеальных кристаллах, Киев, Наукова думка, 1983
3. V.Randle: Microtexture determination and its applications. Inst. of Materials, London, 1992 .
4. W. Pantleon and D. Stoyan, Acta Mater. **48**, 3005 (2000); **48**, 4179 (E) (2000).

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КИНЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ РАЗРУШЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ

В.А. Мальчевский, Н.А. Зарытовская

Российский химико-технологический университет им.Д.И.Менделеева, Москва
lurie@rctu.ru

Оценка повреждаемости энергетических полимерных композитов (ЭПК) в условиях напряженного состояния при длительном хранении, транспортировке и работе двигательной установки основана на исследовании кинетики их разрушения и деформирования. Исследования температурно-силовых зависимостей прочности ЭПК проводятся в условиях статического одноосного растяжения или динамических нагрузок при $\sigma = \text{const}$. В тех случаях, когда это необходимо, учитывается влияние сопутствующих факторов - влажности, различных видов облучений, агрессивных сред и т.п. Настоящая работа посвящена исследованиям возможностей расчета кинетики разрушения энергетических полимерных композитов по температурным зависимостям их прочности, полученным в условиях одноосного растяжения на стандартных разрывных машинах, при постоянной скорости деформирования ($\dot{\epsilon} = \text{const}$). Изучаемая проблема является важной составной частью общей физической механики энергетических композитов и их материаловедения. Исследования проводились на реальных и модельных составах ЭПК. Общие принципы расчета разрабатываются на основе нескольких различных подходов.

1. Если записать общее уравнение кинетики в виде
- 2.

$$\sigma = U_0/\gamma - 2,3RT(\lg\tau_3 - \lg\tau_0)/\gamma, \quad (1)$$

то при условии, что $\tau_3 = \text{const}$, а общеизвестные кинетические параметры механического разрушения U_0 , γ , τ_0 в исследуемом температурном диапазоне не изменяются, уравнение (1) есть уравнение прямой. При $\sigma=0$ уравнение преобразуется в уравнение (2) для расчета начальной энергии активации процесса.

$$U_0 = 2,3RT_0 \Delta \lg \tau, \quad (2)$$

где T_0 - температура, соответствующая линейной экстраполяции $\sigma(T)$ к $\sigma=0$. При $T=0$ нетрудно получить выражение для определения структурно-чувствительного коэффициента γ (3)

$$\gamma = U_0/\sigma_0, \quad (3)$$

где σ_0 - экстраполяционное значение прочности при $T=0$ [1]. Для решения уравнений (2) и (3) необходимо знать величину эквивалентной долговечности (τ_3), соответствующей условиям разрушения при $\dot{\epsilon} = \text{const}$. В работе рассматриваются некоторые варианты расчета τ_3 и возможные ошибки при ее определении.

Поскольку, кинетика разрушения ПЭК усложнена такими эффектами как отклонение от линейности зависимостей $\lg\tau(\sigma, T)$ и смещение полюса $1/T_{\Pi}$, расчет кинетических параметров процесса может быть осуществлен по уравнениям (4) и (5)

$$U_0 = 4,63 (\lg\tau_3 - \lg\tau_0) / (1/T - 1/T_{\Pi}) \quad (4)$$

$$\gamma = U_0/\sigma_0. \quad (5)$$

В работе рассматриваются некоторые варианты выбора значений $1/T_n$ для ПЭК не зависимо от их природы.

2. Расчет линейных участков зависимостей $\lg\tau(\sigma, T)$ возможен также на основе использования принципа аддитивности накопленных повреждений (6)

$$\int_0^t dt/\tau(\sigma) = 1 \quad (6)$$

В качестве $\tau(\sigma)$ эффективным является использование уравнения (7) [2]

$$\tau = C [\ln(\sigma_K/\sigma)]^\beta, \quad (7)$$

где C и $\beta \gg 1$ - эмпирические коэффициенты, σ_K - предельная прочность. Можно показать, что в области малых напряжений уравнение (7) преобразуется в уравнение (8)

$$\tau = B \sigma^{-m}, \quad (8)$$

где B и m – коэффициенты. В области напряжений $|\sigma - \sigma_K/e| < \sigma_K/e$, где e -основание натурального логарифма, уравнение (7) преобразуется в известное уравнение временной зависимости прочности (9)

$$\lg \tau = \lg A - 0,43\alpha\sigma \quad (9)$$

Если при скорости нагружения V_σ значение действующего напряжения выразить как $\sigma = V_\sigma t$, то решая совместно (6) и (9) нетрудно выявить взаимосвязь прочности со скоростью нагружения через коэффициенты A и α (10)

$$\sigma = (2,3/\alpha)\lg(A\alpha) + (2,3/\alpha)\lg V_\sigma, \quad (10)$$

то есть прогнозировать линейные участки зависимостей $\lg\tau(\sigma, T)$.

3. Наиболее важным для практики является необходимость прогнозирования долговременной прочности в области малых нагрузок. Решение этой задачи возможно на основе уравнений (6) и (8)- уравнение (11)

$$\lg \sigma = [1/(m+1)] \lg[B(m+1)] + [1/(m+1)] \lg V_\sigma \quad (11)$$

Видно, что уравнение (11) является линейной функцией, связывающей прочность материала со скоростью его нагружения через коэффициенты B и m , определив которые можно рассчитать нелинейные участки зависимостей $\lg\tau(\sigma, T)$ в области малых нагрузок. Обширный эксперимент, выполненный на примере энергетических композитов различных типов и назначений, хорошо подтверждает изложенные представления.

Список литературы

1. Савицкий А.В., Мальчевский В.А., Санфирова Т.П., Зосин Л.П. Температурная зависимость прочности полимеров. // Выс. мол. соед. Сер. А - 1974, - т. 16, -с. 2130 - 2135.
2. Гойхман Б.Д. Об одном уравнении временной зависимости прочности полимеров. // Выс. мол. соед. Сер. Б - 1969, - №. 11, -с. 244 - 245.

ФИЗИЧЕСКИЕ МЕХАНИЗМЫ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ СТАЛЕЙ

В.Г. Гаврилюк, В.Н. Шиванюк

Институт металлофизики НАН Украины, Киев, Украина
gavr@imp.kiev.ua

Три основных гипотезы водородного охрупчивания (водородная декогезия, индуцированные водородом псевдогидриды и усиленная водородом локализованная пластичность) проанализированы в применении к аустенитным сталям, основываясь на исследованиях влияния водорода на межатомное взаимодействие, фазовые превращения и микропластическое поведение.

Установлено, что водород увеличивает концентрацию свободных электронов, т.е. усиливает металлический характер межатомных связей. Хотя металлическая связь слабее ковалентной, она не может быть причиной хрупкости, и такое ослабление межатомного взаимодействия вряд ли подтверждает гипотезу водородной декогезии.

Гипотеза о критической роли индуцированного водородом эpsilon-мартенсита в охрупчивании не подтверждается результатом эксперимента на кремний-содержащих сталях. Показано, что легирование кремнием увеличивает долю образовавшегося при наводороживании эpsilon-мартенсита и одновременно повышает стойкость стали к водородному охрупчиванию.

Обусловленный водородом ранний старт дислокационных источников при нагружении и повышенная подвижность дислокаций, не наблюдаемые при механических испытаниях, обнаружены при измерениях амплитуднозависимого внутреннего трения, что согласуется с гипотезой усиленной водородом локализованной пластичности.

Влияние легирующих элементов на энтальпию миграции E_H атомов водорода исследовано методом температурнозависимого внутреннего трения, и найдена корреляция между значениями E_H и уменьшением пластичности под влиянием водорода.

Предложен механизм для перехода от усиленной водородом локализованной пластичности к кажущемуся макрохрупкому разрушению.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ НЕСООТВЕТСТВИЯ И РОСТОВЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В ЭПИТАКСИАЛЬНЫХ СЛОЯХ

А.Е. Романов

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

Процессы релаксации упругих напряжений в гетероэпитаксиальных структурах обычно сопровождаются образованием дислокаций несоответствия (ДН) и ростовых дислокаций (РД). В то время как ДН являются равновесными дефектами в упругонапряженных гетероструктурах, РД оказываются существенно неравновесными дефектами, чье возникновение обусловлено кинетическими особенностями релаксационных процессов. Для практических приложений различных гетероэпитаксиальных структур имеется настоятельная необходимость выявления условий возникновения ДН, исследования стабильности разнообразных дислокационных конфигураций в гетероструктурах, анализ механизмов снижения плотности ростовых дислокаций. Последнее особенно важно, поскольку РД отрицательно влияют на свойства многих современным электронных и оптоэлектронных приборов.

В настоящем докладе рассматриваются физические модели образования ДН и РД, подробно обсуждается новый кинетический подход к моделированию снижения плотности РД.

Для ДН приведены следующие результаты.

- Изложена концепция критической толщины эпитаксиального слоя, выше которой образование ДН оказывается энергетически выгодным;
- Показано наличие характерного расстояния (stand-off position) между ДН и гетерограницей;
- Проанализирован эффект делокализации (размытия) ядер ДН вдоль гетерограницы.

Для РД детально рассмотрены следующие результаты.

- Подтверждена характерная зависимость ($\sim 1/h$) плотности РД от толщины буферного слоя h .
- Показано, что медленное снижение плотности РД в буферных слоях GaN объясняется малой вероятностью реакций между РД, линии которых практически нормальны поверхности растущего слоя.
- Получено экспоненциальное снижение плотности РД в зависимости от характерного размера области селективного роста.
- Показано, что роль промежуточных релаксированных слоев в снижении плотности РД обусловлена снижением локальных полей ДН и соответствующей раз-блокировкой РД.

ПРОБЛЕМЫ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ ЭНДОПРОТЕЗОВ ИЗ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИТОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ

С. Г. Иванов, А. Н. Аношкин, Д. С. Иванов

Пермский государственный технический университет, Россия,
iv@mkmk.pstu.ac.ru

Объектом исследования являются эндопротезы головки бедренной кости из углерод-углеродного композиционного материала (УУКМ), разработанные и изготавливаемые в Институте термохимии Уральского НИИ композиционных материалов. Материал создается одновременно с конструкцией на основе ткани «Урал ТМ/4-22», уплотняемой пироуглеродной матрицей в процессе газозольного осаждения.

Такие протезы должны испытываться на прочность в соответствии со стандартами ISO 7206. Целью исследования является создание расчетной методики прогнозирования предельной нагрузки в статических испытаниях для эндопротезов различных типоразмеров.

Образцы эндопротезов для испытаний готовятся следующим образом. На конус эндопротеза (шейку) надевается стальная головка, представляющая собой шаровой сегмент, в котором выполнено коническое отверстие. Ножка эндопротеза устанавливается в стальной сосуд и заливается смесью на основе эпоксидной смолы и твердого наполнителя. Регламентируются расстояние от центра головки до плоскости заделки и углы между осью ножки и вертикалью в двух взаимно перпендикулярных плоскостях. На головку эндопротеза при испытаниях сверху накладывается стальная плита с соответствующим шаровым углублением. Статические испытания эндопротезов проводились сотрудниками университета г. Мишкольц (Венгрия) и Института термохимии (г. Пермь).



В пакете ANSYS 5.5 проведены расчеты напряженно-деформированного состояния эндопротеза с учетом анизотропии материала при схеме нагружения, использованной в статических испытаниях. Поскольку протезы проектируются на несколько типоразмеров с определенным диапазоном изменения геометрических характеристик, реализовывалась параметрическая модель вычислительного эксперимента.

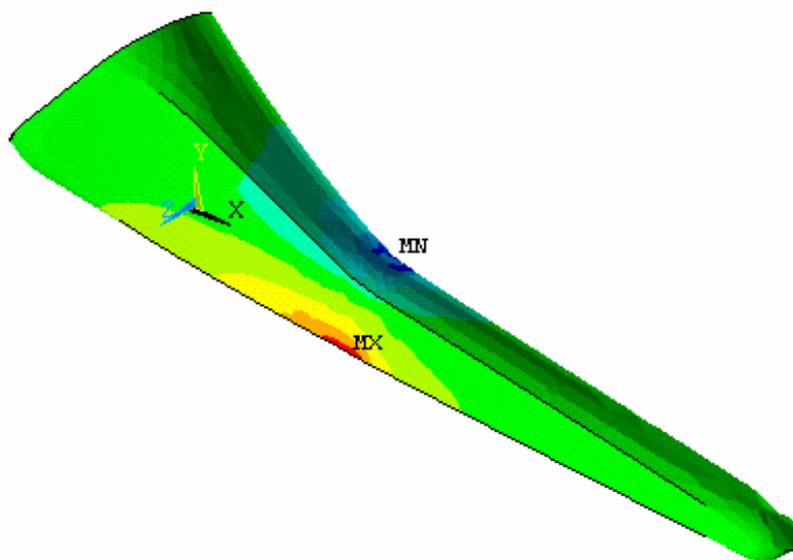
Специфика данной задачи заключается в том, что в рассматриваемой конструкции имеет место контакт тел с существенно отличающимися свойствами материалов (заделка – ножка эндопротеза, шейка – стальная головка). Это приводит к значительной концентрации напряжений в локальных зонах. Результаты расчетов

напряженного состояния эндопротеза показывают, что существуют две зоны концентрации напряжений: в зоне контакта стальной головки эндопротеза с шейкой и в зоне контакта заделки с нижней частью ножки.

Результаты экспериментов подтверждают наличие в этих зонах наиболее вероятного разрушения. В экспериментах с расстоянием от центра сферы до плоскости входа ножки в заделку $H = 80$ мм разрушение фиксировалось в окрестности контакта

заделки с нижней частью ножки. При испытаниях некоторых образцов с уменьшенным значением $H \approx 50 \div 60$ мм разрушение происходило в окрестности контакта сферической головки и шейки с кольцевой трещиной на растянутой стороне.

Численный анализ с использованием конечных элементов разных типов и размеров позволяет утверждать, что в окрестности заделки имеет место особенность поля напряжений для точного решения задачи теории упругости. Максимальные напряжения в ножке эндопротеза возникают в месте входа ее в эпоксидную смолу в осевом направлении. Другие компоненты тензора напряжений оказываются существенно меньшими по величине, чем осевые напряжения в окрестности заделки.



С уменьшением размеров конечных элементов увеличиваются максимальные значения напряжений, однако характер зависимости осевых напряжений от координаты не изменяется. Это свидетельствует о возможности прогнозирования прочности конструкции эндопротезов с помощью нелокальных критериев. Однако такие критерии для рассматриваемых матери-

алов пока не разработаны.

Анализ распределения осевых напряжений в сечении плоскостью заделки позволяет с достаточной степенью достоверности принять гипотезу плоских сечений и производить оценку прогнозируемой нагрузки разрушения при испытаниях эндопротезов различных типоразмеров с помощью упрощенной, «сопроматовской» методики. При этом необходимо из испытания образца эндопротеза одного из типоразмеров определять прочностную «константу» материала. Отметим, что попытки использовать максимальные растягивающие и максимальные сжимающие напряжения в осевом направлении, определяемые из проведенных испытаний на трехточечный изгиб эндопротезов, показывают заниженные значения предельной нагрузки по сравнению с экспериментом.

Расхождение расчетной и экспериментально определенной предельной нагрузки обусловлено существенно различными условиями работы конструкции в этих двух видах испытаний. При трехточечном изгибе нагрузка сосредоточена на очень малой площадке, что приводит к повреждению поверхностных слоев. В этом случае механизм разрушения несколько отличается от механизма разрушения в условиях испытаний на внецентренное сжатие в обойме по стандарту ISO 7206. Поэтому целесообразно оценивать разрушающую нагрузку при испытаниях на внецентренное сжатие в обойме для образцов различных типоразмеров только по результатам аналогичного испытания образца эндопротеза одного из типоразмеров.

Работа выполняется при поддержке гранта РФФИ-Урал № 01-01-96488.

АНАЛИЗ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ИЗДЕЛИЙ С ТЕПЛОСТОЙКИМ ОКСИДО-КЕРАМИЧЕСКИМ ПОКРЫТИЕМ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКИХ НАГРУЗКАХ

Чигринова Н.М, Чигринов В.В., Кузнечик О.О.

ГНУ «Институт порошковой металлургии» НАНБ, Минск, Беларусь
chigrin@mail.bn.by

В работе рассматривается поршень со сложной конфигурацией вогнутой поверхности днища, т.к. в этом случае экстремальные точки его температурного поля имеют максимальные значения, превышающие аналогичные для поршней с плоской, сферической вогнутой или выгнутой поверхностью днища.

Анализ напряженно-деформационного состояния днища исследуемого поршня выполнен в предположении осесимметричной схематизации как в отношении геометрической формы, так и действующей на поршень нагрузки. При разбиении днища на осесимметричные конечные элементы следует обратить внимание на то, что некоторые части его конструкции представляют собой тонкостенные элементы. Вид и характер приложенной нагрузки определяют существование в тонкостенных элементах моментного напряженного состояния, которое характеризуется высокими градиентами напряжений по толщине. В связи с этим тонкостенные элементы днища должны быть представлены несколькими слоями конечных элементов по толщине, чтобы разрывы значений напряжений в смежных слоях были приемлемыми.

Теоретический расчёт температурного поршня с использованием симплекс-элементов треугольного типа и схемы разбивки днища сеткой конечных элементов позволил установить его профиль, определить точки, где температура способствует преждевременному воспламенению рабочей смеси и появлению детонационных явлений. Перепады значений в них вызывают появление механических напряжений, приводящих к деформации внутренних и внешних поверхностей поршня, вследствие чего, при недостатке смазки, возникает опасность заклинивания. Сложное напряженно-деформированное состояние поршня вызывает появление различного вида дефектов в материале детали и определяет скорость их развития

Для расчета границ напряженно-деформированного состояния поршня, имеющего фасонное днище, применялся метод конечных элементов вследствие принципиальной сложности проведения замеров механических напряжений во время работы двигателя. Кроме того, аналитический подход позволяет по исходным параметрам, характеризующим материал деталей и теплопроводность среды при изменении геометрии поверхности, рассчитать напряженно-деформированное состояние практически любого физического объекта.

Исходными данными являлись давление газов при сгорании топлива в направлении распространения пламени 12,5 МПа, скорость вращения коленчатого вала - 62,8, с⁻¹, коэффициент теплоотдачи - 1500 Вт/(м²·К).

Анализ полученного графического изображения конечного состояния деформированной поверхности днища поршня, возникшего под действием сил давления газов, показал, что максимальные значения линейной деформации от механического нагружения составляет ~40 мкм, а от действия температурного поля – 625 мкм.

Значительные размеры деформаций наблюдаются в цилиндрической части днища поршня, при этом, наряду с проседанием гребня поршня, имеет место изгиб цилиндрической части в сторону центра. Расчет механических напряжений, как и следовало ожидать, показывает, что тонкостенные элементы центральной части днища испытывают моментное напряженное состояние, которое обусловлено действующими механическими силами. Очевидно, что со стороны огневой поверхности

имеют место механические напряжения сжатия с максимальным значением 45 МПа. Отсутствие напряжений на огневой поверхности днища над кольцевой опорой объясняется взаимной нейтрализацией сжимающих меридиональных усилий и растягивающих изгибных напряжений. Высокие значения механических напряжений сжатия отмечены в местах перехода стенки кольцевой опоры в днище поршня. Наибольшее по абсолютной величине значение механических напряжений сжатия зарегистрировано в месте перехода, дуга которого имеет наименьший радиус кривизны, и составляет 94 МПа. Однако самые высокие значения механических напряжений сжатия имеют место в районе поднутрения в гребне поршня. Механизм их образования заключается в том, что под действием сил давления газов, распределенных как по огневой стороне гребня, так и по внешней поверхности цилиндрической части поршня, происходит сжатие охлаждающего канала. В результате на поверхности поднутрения в гребне образуются высокие механические напряжения сжатия, достигающие 227 МПа. Расчет температурных напряжений показывает, что в тонкостенных элементах центральной части днища реализуется температурный изгиб. При этом на огневой поверхности появляются температурные напряжения сжатия, а на охлаждаемой – температурные напряжения растяжения. Максимальное значение температурных напряжений сжатия наблюдается в месте касания топливных струй поверхности днища и составляет 260 МПа.

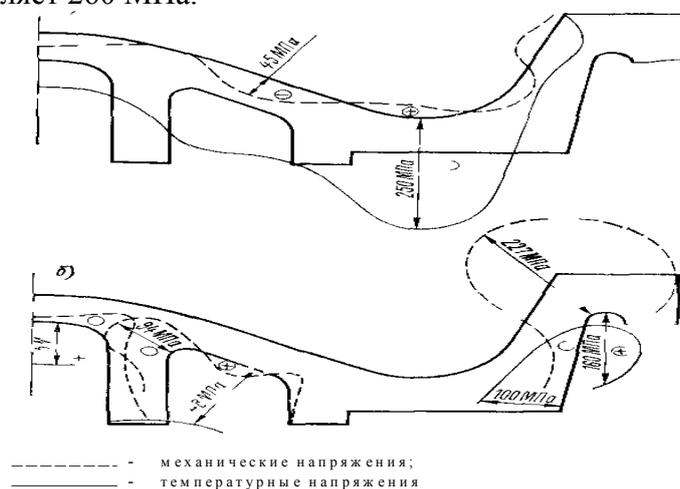


Рис.1. Распределение меридианных напряжений на днище поршня на внешней а) и внутренней поверхности б)

Максимальное значение механических напряжений сжатия 70 МПа отмечено на цилиндрической поверхности первой кольцевой канавки, напряжений растяжения в 100 МПа - на охлаждаемой поверхности напротив кольцевой.

Анализ напряжённо-деформированного состояния поршня показал, что деформация поршня, в первую очередь, обусловлена не механическими, а термическими напряжениями. Максимальное значение линейной деформации в момент прохождения верхней мертвой точки составляет 625 мкм. Вектор деформации в этом случае направлен по радиусу к гильзе.

Улучшение рабочих характеристик шатунно-поршневых групп возможно за счет снижения влияния термического воздействия на днище поршня, чему может способствовать формирование на его поверхности термозащитных покрытий, выравнивающих градиент термонапряжений и снижающих вероятность образования микротрещин. При этом созданные защитные слои на днище поршня для мотоцикла должны выдерживать термоциклические напряжения для плоской поверхности до 100 МПа, для вогнутой поверхности до 273 МПа, при температуре разогрева 673⁰С, противостоять силам давления газов, приводящих к нормальным механическим напряжениям до 4,5 МПа.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИЗУЧЕНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ДИССИПАТИВНЫХ СТРУКТУР И ВОЗНИКНОВЕНИЯ ДИНАМИЧЕСКОЙ СТОХАСТИЧНОСТИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ МЕТАЛЛОВ

С.В.Уваров, Е.В.Михайлов

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

usv@icmm.ru, mikhailov@perm.ru

Изучение явления локализации пластической деформации, в том числе и индуцированной фазовым переходом, имеет важное прикладное и фундаментальное значение. Во многих случаях переход к пластичности и разрушению сопровождается появлением диссипативных структур. Например, зон локализованного разрушения (зеркальных зон) при отколе и распространении трещин [1,2] фронтов фазового перехода [3].

Образцы из стали 35CD4, закалённые, а затем отожжённые при температуре 550°C в течение 1 ч, были подвергнуты полностью симметричному циклическому изгибу при частоте 56 Гц. Предел усталости для этого материала 530±30 МПа. Испытания проводились при 660 МПа. Время жизни составляло в среднем $5 \cdot 10^4$ циклов. Температура поверхности измерялась при помощи инфракрасной камеры производства CEDIP имеющей следующие параметры: частота кадров до 500 Гц, разрешение 320x240, точность измерения температуры 0,1 °С. В ходе экспериментов было обнаружено, что зарождению усталостных трещин предшествует локализация выделения тепла в области зарождения и возникновение пространственной корреляции температуры с возникновением динамического хаоса. При исследовании поверхности при помощи NewView было обнаружено следующее: усталостное повреждение металла первоначально проявляется в виде полос локализованного сдвига. Причём эти полосы обнаружены при амплитудах напряжения 80% от предела усталости. В областях, где произошло зарождение трещины, концентрация этих полос выше, и они образуют структуры более крупного масштаба. Это позволяет сделать вывод, что усталостное разрушение происходит при достижении определённой концентрации полос, при которой становится значимым их взаимное влияние, что приводит к появлению коллективных мод и возникновению диссипативных структур в виде очагов с взрывообразной кинетикой зарождения полос локализованной деформации, а затем и возникновению трещины.

Список литературы

1. Наймарк О.Б., Баранников В.А., Давыдова М.М., Плехов О.А., Уваров С.В. Динамическая стохастичность и скейлинг при распространении трещины // Письма в журнал технической физики, 2000. т. 26. № 6. С. 67-77.
2. Marder M., & Gross S. Origin of crack tip instabilities // J. Mech. Phys. Solids, 1995. №43. P 1- 48.
3. J.A.Shaw, S.Kyriakides. On the nucleation and propagation of phase transformation fronts in a NiTi alloy, // Acta Mater. 1997. V.45. P. 683-700

СТРУКТУРНАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ БОЛЬШИХ ДЕФОРМАЦИЯХ МЕДИ

Е.В. Михайлов, В.А. Леонтьев, Ю.В. Баяндин, О.Б. Наймарк

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
mikhailov@perm.ru, lab13@icmm.ru

Исследуется эволюция структуры меди в широком диапазоне скоростей деформации в экспериментах на квазистатическое сдвиговое нагружение на разрывной машине с использованием оригинального конвертора и динамическое одноосное нагружение на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского. Целью работы является уточнение предположений, используемых в традиционных моделях пластичности (в частности, в моделях Kocks, Follansbee, Vodnera-Partom), учитывающих механизмы структурной и термической релаксации пластической деформации. Экспериментально исследовались зарождение и развитие локализованных зон деформации. Было выявлено появление при определенном уровне деформаций выраженной упорядоченности дислокационной структуры. Эти структуры можно рассматривать как коллективные переменные системы с дальнедействующими корреляционными свойствами. Зарождение и взаимодействие этих коллективных мод является основным фактором, обеспечивающим стохастическую деформационную динамику и специфическую термодинамику пластичности с качественно отличной чувствительностью к скорости деформации при значениях меньше 10^4 с^{-1} .

Морфология пластических сдвигов исследовалась сканированием поверхности образцов с использованием интерференционного микроскопа высокого разрешения NewView 5000 вдоль определенного сечения деформированных образцов после шлифовки и травления. Обработка полученных численных данных проводилась методами вейвлет и Фурье анализа.

О ТЕРМОДИНАМИКЕ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МЕДИ

В. А. Баранников, Е. А. Николаева

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
nikol@icmm.ru

Исследована термодинамика процесса динамического нагружения меди в широком диапазоне скоростей деформации с использованием разрезного стержня Гопкинсона – Кольского [1, 2]. Метод использует свойства распада разрыва волны, проходящей через стержни, и основан на решении волнового уравнения, что обеспечивает высокую точность результатов эксперимента. Обычный разрезной стержень Гопкинсона – Кольского состоит из двух длинных стержней (входного и выходного), между которыми располагается образец в форме диска, ударника, газовой пушки и регистрирующей аппаратуры. По данным импульсов деформации, зарегистрированным тензометрическими датчиками на стержнях, строятся диаграммы $\sigma - \varepsilon$ для материала при различных скоростях деформации. При работе с обычным стержнем Гопкинсона – Кольского невозможно установить микроструктурные изменения в материале, связанные с историей нагружения, поскольку образец многократно подвергается повторному нагружению посредством ударных волн, которые отражаются от свободных концов стержней. Однако, усовершенствование разрезного стержня Гопкинсона–Кольского [4] позволило удалять из испытательной установки образцы, которые были нагружены только один раз. Проведена модификация экспериментальной установки и использован «метод убегающего стержня» [3], в котором выходной стержень более короткий, чем входной. Исследовано поведение меди при скоростях деформации $500 - 3500 \text{ с}^{-1}$. Образцы испытывали однократное нагружение и быстро перемещались в калориметр, для измерения температуры, связанной преимущественно с эволюцией дефектной подсистемы. Затем образец подвергался однократному нагружению и т. д. (до пяти раз). От нагружения к нагружению исследовалось изменение микроструктуры материала на трехмерном профилометре New View 5000. Для этого использовались образцы-спутники, которые деформировались при той же скорости деформации и с той же историей деформирования, что и основные образцы. Построены деформационные кривые и проанализирован энергетический баланс процесса деформирования.

Список литературы

1. Hopkinson B. A method of measuring the pressure in the deformation of high explosives by the impact of bullets //Phil. Transactions of the Royal Society, 1914. Vol. A213. Pp. 437 – 452.
2. Кольский Г. Исследование механических свойств материалов при больших скоростях нагружения //Механика. 1950. Вып.4. С. 108 – 128.
3. Chen W., Ravichandran G. and Ramesh K T. A single pulse loading technique using the split Hopkinson pressure bar. //SM Report 95-12 Graduate Aeronautical Laboratories, California Institute of Technology, Pasadena, CA. 1995.
4. Nemat-Nasser S., Isaacs J.B., Starrett J.E. Hopkinson techniques for dynamic recovery experiments //Proc. R. Soc. Lond. 1991. Vol. A435. Pp. 371 – 391.

АВТОМОДЕЛЬНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В ПЛОСКОЙ ВОЛНЕ НАПРЯЖЕНИЙ

М. А. Соковиков

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия
lab13@icmm.ru

Проведено исследование автомодельных закономерностей процесса деформирования материалов при высокоскоростном ударе. Для этого использовалась ранее разработанная теория, в которой методами статистической физики и термодинамики необратимых процессов изучается влияние микросдвигов на деформационные свойства материалов.

В результате численного моделирования показано, что автомодельный характер поведения материалов при высокоскоростном ударе связан с тем, что, начиная с определенных скоростей соударения, их эффективные свойства начинают слабо зависеть от условий нагружения. Это является результатом множественных ориентационно - кинетических переходов в ансамблях микросдвигов, вследствие чего наблюдается резкое падение сопротивления среды сдвиговым нагрузкам, что обусловлено особенностями кинетики накопления микросдвигов, поведением их самоорганизованных ансамблей, результатом которого является асимптотический характер зависимости релаксационных свойств материала от скоростей деформирования, а значит, и скоростей соударения. Наибольшая скорость роста параметра плотности микросдвигов достигается при резком изменении ориентационной моды микросдвигов (ориентационный переход). В результате изменяются эффективные макроскопические свойства среды. Причем, чем больше глубина проникания в область метастабильности (с повышением скорости деформаций), тем более высокие значения скорости роста плотности микросдвигов достигаются в процессе кинетического перехода. При достижении предельно возможной глубины проникания в область метастабильности значения скорости роста микросдвигов максимальны и практически не изменяются при увеличении скорости соударения. Другими словами, скорость генерации микросдвигов в условиях ориентационного перехода определяет деформационную динамику. Происходит кинетический переход по параметру плотности микросдвигов, в результате которого эффективная вязкость материала резко падает, что приводит к скачкообразному росту скорости пластической деформации, быстрой релаксации девиаторных компонент тензора напряжений и выделению упругого предвестника.

Автомодельная зависимость скорости деформаций от напряжений на фронте плоской ударной волне, имеющая четвертый порядок для широкого класса материалов, экспериментально обнаруженная D.E.Grady, связана с универсальностью реакций конденсированных сред при высоких скоростях деформирования, которая может быть объяснена адиабатическим подчинением скорости деформации деформационной кинетике.

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ АЛЮМИНИЯ. СТРУКТУРА, СВОЙСТВА И ПЕРСПЕКТИВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ ИССЛЕДОВАНИЯ

Ю. В. Мильман

Институт проблем материаловедения НАНУ им.И.Н.Францевича, Киев, Украина
milman@materials.kiev.ua

Чистый алюминий – это очень мягкий металл с твердостью 167 МПа и пределом текучести 10-15 МПа. Современные методы легирования, включающие твердорастворное упрочнение и дисперсионное твердение (зоны Гинье-Престона и наноразмерные частицы второй фазы, когерентно связанные с матрицей), позволили создать сплавы алюминия с твердостью до 2200 МПа, пределом текучести до 700 МПа и пределом прочности до 800 МПа. По удельной прочности эти сплавы алюминия лидируют среди металлических сплавов. При высоких прочностных характеристиках высокопрочные сплавы Al имеют пластичность при растяжении 5 -15 %, что достаточно для практического пользования. Столь сильное повышение прочности алюминия при легировании стало возможным благодаря высокой пластичности алюминия (который имеет ГЦК-структуру) и благодаря большому объему фундаментальных теоретических и экспериментальных исследований в теории легирования и физики прочности алюминиевых сплавов. Многие из этих работ стали классическими и их результаты используются для создания высокопрочных сплавов на основе других металлов.

Среди деформируемых алюминиевых сплавов наибольшую прочность имеют сплавы системы Al-Zn-Mg-Cu. Эти сплавы являются основным конструкционным материалом космической техники. Упрочнение этих сплавов обусловлено наличием наноразмерных частиц η' -фазы. В последние годы было показано, что прочность и другие механические свойства этих сплавов могут быть повышены путем микролегирования скандием. Добавки Sc (совместно с Zr) позволяют повышать уровень механических свойств целого ряда сплавов алюминия за счет формирования наноразмерных частиц $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$, когерентно связанных с матрицей (рис.1).

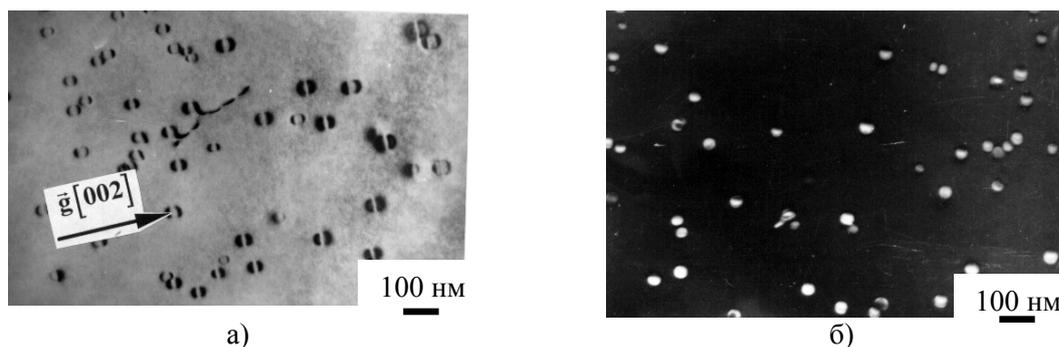


Рис.1. Изображение в ПЭМ частиц $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ в литом сплаве Al-6,8Zn-1,3Mg-0,12Zr-0,05Sc (вес.%), подвергнутом гомогенизации при 470°C в течение 3 час.: а) светлопольное изображение, плоскость фольги (110) в рефлексе $\bar{g} = [002]$; б) темнопольное изображение, плоскость фольги (110), $\bar{g} = [001]$ Al_3Sc .

Наличие этих частиц уменьшает размер зерна в литых сплавах, повышает их обрабатываемость, резко повышает (почти до температуры плавления) температуру рекристаллизации, улучшает свариваемость [1, 2, 3]. Добавки Sc в комбинации с Zr, Mn и Sr несколько увеличивают размер частиц η' -фазы, что в ряде случаев, в связи с особенностями упрочнения когерентными частицами, приводит даже к росту предела текучести. Если же предел текучести при этом несколько снижается (в связи с пе-

реходом от упрочнения зонами Гинье-Престона к упрочнению по механизму Орована), то падение прочности компенсируется или даже превышает вклад дисперсных частиц $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$. В то же время пластичность материала увеличивается.

Было также показано [4], что добавки Sc увеличивают сопротивление сплавов Al коррозии в морской воде.

Al-Zn-Mg-Cu сплавы, содержащие Sc, могут быть использованы и при криогенных температурах, где они обладают хорошей комбинацией прочности и пластичности [5].

Высокопрочные Al-Zn-Mg-Cu сплавы могут быть получены не только литейным методом, но и методом порошковой металлургии [6].

Высокопрочные сплавы Al для работы при повышенных температурах (до 400 °C) могут быть получены за счет дисперсионного упрочнения наноразмерными частицами квазифазы. При этом объемная доля квазифазы составляет 70-90 % [7] (рис.2).

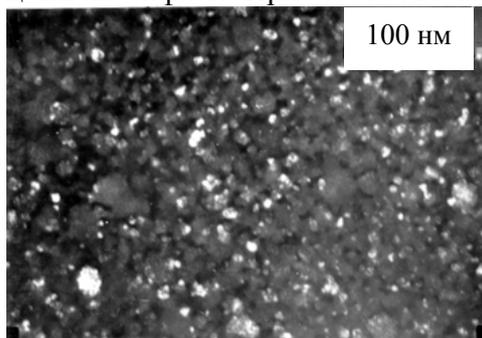


Рис.2. Квазикристаллические частицы в сплаве $Al_{93}Fe_3Cr_2Ti_2$ в виде ленты, полученной спиннингованием, темнопольное изображение.

Литейные сплавы с повышенной жаропрочностью и хорошими литейными свойствами могут быть получены на основе эвтектического состава Al-13% об. Mg_2Si с дополнительным легированием Sc, редкоземельными и переходными металлами [8]. Более жаропрочные сплавы были получены на основе эвтектики в системе Al-Ti-Cr, причем эвтектика состоит из двух кубических фаз: $L1_2$ и β . Эти сплавы имеют повышенную до 1275 °C температуру плавления, пластичность при испытании на сжатие и высокую твердость и прочность при температурах до 800 °C [9].

Обсуждаются изложенные выше и другие перспективные направления исследования в проблеме легирования и термической обработки алюминиевых сплавов.

1. Senatorova O.G., Uksusnikov A.N., Legoshina S.F., Fridlyander I.N. and Zhegina I.P. Influence of different minor additions on structure and properties of high-strength Al-Zn-Mg-Cu alloys sheets // Mater. Sci. Forum, 2000. Vol.331-337, part 3. P.1249-1254.
2. Давыдов В.Г., Елагин В.И., Захаров В.В., Ростова Т.Д. О легировании алюминиевых сплавов добавками скандия и циркония // Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. №8. С.25-30.
3. Milman Yu.V., Lotsko D.V. and Sirko O.I. "Sc effect" of Improving Mechanical Properties in Aluminium Alloys // Mater. Sci. Forum ICAA7, 2000. Vol.331-337, part 2. P.1107-1112
4. Вязовикина Н.В., Мильман Ю.В., Сирко А.И. Новые высокопрочные коррозионно-стойкие сплавы алюминия // Фізико-хімічна механіка матеріалів. Спец.вип.№3. Т.2, Львів. 2002. С.554-558.
5. Senkov O.N., Miracle D.B., Milman Y.V., Scott J.M., Lotsko D.V. and Sirko A.I. Low temperature mechanical properties of scandium-modified Al-Zn-Mg-Cu alloys // Mater.Sci.Forum. 2002. Vol.396-402. P.1127-1132.
6. Neikov O.D., Milman Yu.V., Miracle D.B., Lotsko D.V., Sirko A.I., Yefimov N.A. Effect of Powder Size on Mechanical Properties of Elevated Temperature Aluminium Alloys produced by Water Atomization // Proc. of EURO PM2001, Nice, France, 2001. Vol.2. P.225-230.
7. Milman Yu.V., Lotsko D.V., Neikov O.D., Sirko A.I., Yefimov N.A., Bilous A.N., Miracle D.B. and Senkov O.N. Processing, structure and mechanical behaviour of rapidly solidified aluminum alloys containing quasicrystalline particles // Mater.Sci.Forum. 2002. Vol.396-402. P.723-728.
8. Barabash O.M., Milman Yu.V., Voskoboinik I.V., Korzhova N.P., Legkaya T.N. Structure and Physical-Mechanical Properties of Gradient Eutectic Materials Al- Mg_2Si (GE) // Functional Materials, 2001. Vol.8, No.1. P.159-161.
9. Milman Yu.V., Miracle D.B., Chugunova S.I., Voskoboinik I.V., Korzhova N.P., Legkaya T.N., Podrezov Yu.N. Mechanical behaviour of Al_3Ti intermetallic and $L1_2$ phases on its basis // Intermetallics, 2001. Vol.9. P.839-845.

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО КРЕМНИЯ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ

И.В. Гриднева, А.А. Голубенко, С.И. Чугунова, Ю.В. Мильман

Институт проблем материаловедения НАНУ им. И.Н. Францевича, Киев, Украина
gridneva@materials.kiev.ua

На кривой температурной зависимости твердости монокристаллического кремния впервые был обнаружен атермический участок [1], наличие которого было объяснено фазовым переходом под индентором. Впоследствии явление фазового перехода при индентировании было изучено многими исследователями в экспериментах по измерению твердости по глубине внедрения, ПЭМ, методикой раманновской спектроскопии, и в настоящее время фазовый переход в кремнии не вызывает сомнения.

В работах [2,3] были развиты методики построения кривых деформации методом индентирования с применением инденторов с различными углами заострения.

Целью настоящей работы явилось изучение поведения монокристаллического кремния с использованием инденторов с различными углами заточки при вершине и построение кривых деформации $\sigma - \varepsilon$ в широком интервале температур, а также выявление особенностей поведения кремния с учетом фазового перехода при индентировании.

Материалом исследования служил бездислокационный монокристаллический кремний *n*-типа с удельным электросопротивлением $\rho = 60$ Ом·см. Измерение твердости и исследование подвижности дислокаций методом ямок травления проводилось на плоскости (111).

Полученные методом индентирования кривые деформации приведены на рис. 1.

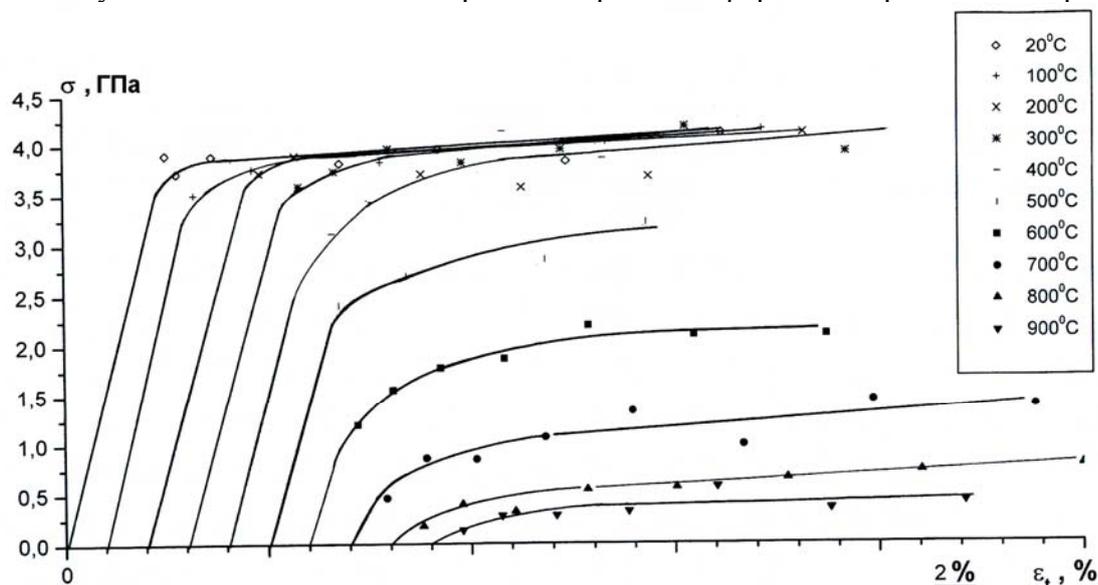


Рис. 1. Кривые деформации монокристаллического Si при различных температурах.

Из рис. 1 видно наличие критической температуры $T_{кр} = 300 - 400^{\circ}\text{C}$, выше которой кривые деформации имеют обычную для кристаллических материалов форму с деформационным упрочнением, которое достигает 100%. Ниже $T_{кр}$ деформационное упрочнение практически отсутствует. Такой характер кривых деформации хорошо согласуется с явлением фазового перехода полупроводник \rightarrow металл при индентировании кремния. Полученные результаты объяснены тем, что измеренная твердость при $T > T_{кр}$ соответствует напряжению течения, тогда как при $T < T_{кр}$ зна-

чения твердости соответствуют давлению фазового перехода и не отражают величину предела текучести.

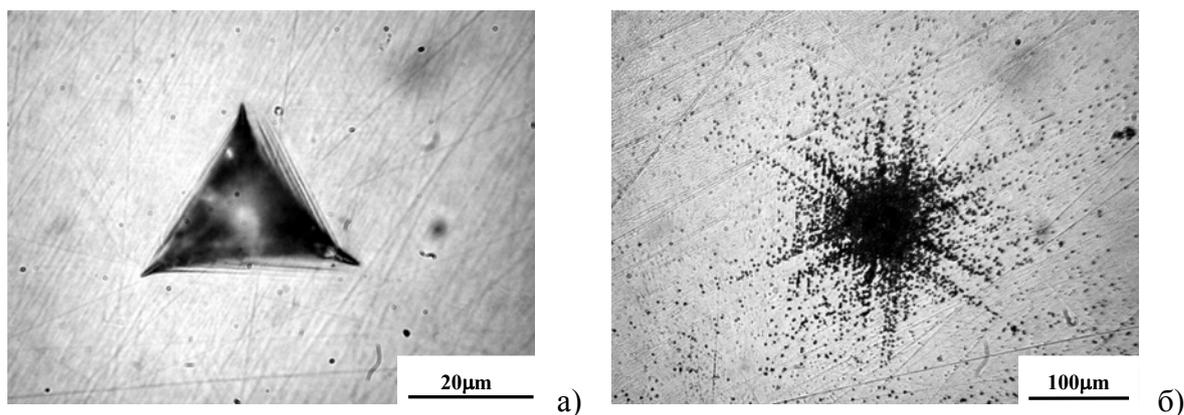


Рис. 2. Отпечаток твердости а) и дислокационная розетка б) на монокристалле Si (111), $t = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$, угол заточки индентора $\gamma = 50^{\circ}$ ($\epsilon_t = 25\%$)

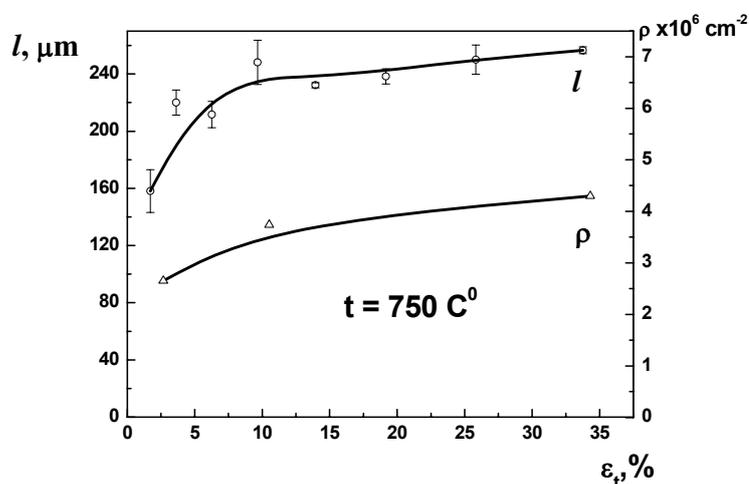


Рис. 3. Зависимость длины дислокационных трасс l и плотности дислокаций ρ (на расстоянии $S = 100$ мкм от центра отпечатка твердости) от степени деформации под индентором.

На рис. 2 представлены типичный отпечаток твердости, выполненный трехгранным индентором с углом заточки $\gamma = 50^{\circ}$, и дислокационная розетка вокруг этого отпечатка, выявленная при избирательном травлении.

Рост степени деформации под индентором увеличивает плотность дислокаций ρ в дислокационных рядах и путь l , проходимый лидирующей дислокацией (рис.3).

Список литературы

1. Gridneva I.V., Milman Yu.V., Trefilov V.I. Phase transition in diamond-structure crystals during hardness measurements // Phys. stat. sol. (a) 1972. Vol.14. P.177-182.
2. Milman Yu.V., Galanov B.A., Chugunova S.I. Plasticity characteristic obtained through hardness measurement // Acta Met. and Mater. 1993. Vol.9. P.2523-2532.
3. Галанов Б.А., Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарова И.В. Исследование механических свойств высокотвердых материалов методом индентирования // Сверхтвердые материалы. 1999. Т. 3., С. 25-38.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛА WC И СПЛАВОВ WC-Co МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

Ю. В. Мильман, И. В. Гончарова, С. И. Чугунова, С. Люкс*

Институт проблем материаловедения НАНУ им. И.Н.Францевича, Киев, Украина

**Университет Йоханнесбурга, Южная Африка*

irina@materials.kiev.ua

Карбид вольфрама WC обладает уникальным сочетанием высокой твердости (~ 20 ГПа), высокого модуля Юнга (~ 720 ГПа) и характеристики пластичности $\delta_H \approx 0,80$. В то же время в большинстве других карбидов (TiC, ZrC, NbC) при высоком значении твердости модуль Юнга значительно ниже, а характеристика пластичности δ_H не превышает 0,5 - 0,6. Такой комплекс механических свойств WC обеспечивает уникальные свойства твердых сплавов WC-Co. Современные методы индентирования [6] позволяют изучать механические свойства хрупких материалов в широком интервале температур на небольших образцах. В настоящем докладе обобщены результаты изучения механического поведения WC и сплавов WC-Co в широком температурном интервале [1-5].

Монокристалл WC (0001) был получен методом Такаши [5], и стандартные сплавы WC-6%Co и WC-15%Co были исследованы. Размер зерна WC в твердых сплавах был $d \approx 1,17$ мкм. Горячую твердость измеряли с нагрузкой на индентор Виккерса 60 Н, в вакууме, в температурном интервале 20-900 °С. По полученным результатам определяли также характеристику пластичности δ_H . Кривые деформации были построены с использованием трехгранных инденторов с различными углами при вершине [6]. Как видно из рис.1, зависимость $HV(t)$ для монокристалла WC имеет форму, характерную и для других ковалентных или частично ковалентных кристаллов - линейную зависимость $HV(t)$ при низких температурах и экспоненциальную зависимость при повышенных температурах. Оценка энергии активации движения дислокаций по кривой $HV(t)$ дает значение $U \approx 1,8$ эВ, что примерно соответствует энергии активации движения дислокаций в ковалентных и других тугоплавких соединениях. Для сплавов WC-Co $HV(t)$ имеет качественно другой тип. Твердость сравнительно слабо зависит от температуры в интервале 20-500 °С, а при более высоких температурах сплавы интенсивно разупрочняются. Это обусловлено особенностями механизма деформации композита WC-Co с небольшим размером зерна WC и еще более низкой толщиной кобальтовых прослоек. В [1] было показано, что для этих сплавов выполняется соотношение Холла-Петча $\sigma_s = \sigma_0 + K_y d^{-1/2}$ для предела текучести и твердости. При этом значение второго члена велико, и величина K_y слабо зависит от температуры при нагреве до 500-600 °С. Именно вклад этого члена обеспечивает высокую твердость сплава WC-6%Co, более высокую в температурном интервале 20-800 °С, чем твердость монокристалла WC.

Было показано, что зависимость твердости от нагрузки на индентор различна для WC и сплава WC-Co. Для WC наблюдается резкое падение твердости при увеличении нагрузки, т.к. при этом увеличивается длина плоскости скольжения. В то же время для сплавов WC-Co длина плоскости скольжения определяется размером структурных элементов, и твердость слабо зависит от нагрузки. Из рис.2 видно, что характеристика пластичности δ_H для монокристалла WC даже несколько выше, чем для твердых сплавов. Для твердых сплавов δ_H приближается к критическому значению $\delta_H = 0,9$ при температурах 800-900 °С. Именно при этих температурах появляется некоторая пластичность при испытании этих материалов на изгиб [3]. Из рис.2 видно, что δ_H для TiC растет при повышении температуры, но значения δ_H для WC и

TiC совпадают только при 700 °С.

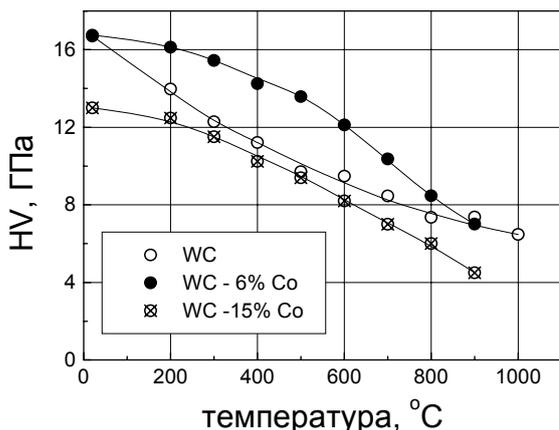


Рис.1. Температурная зависимость твердости для монокристалла WC и твердых сплавов WC-Co.

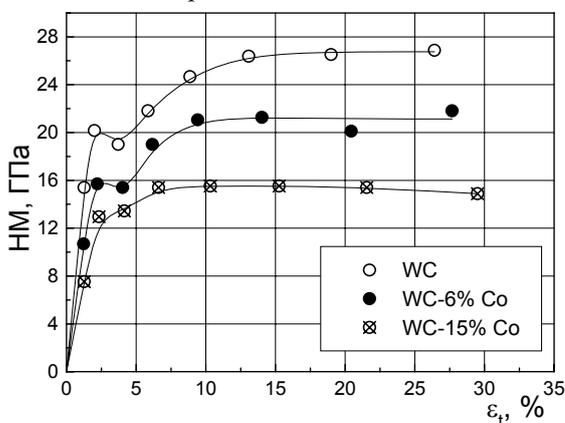


Рис.3. Кривые деформации в координатах твердость по Мейеру (среднее контактное давление) — общая деформация при индентировании.

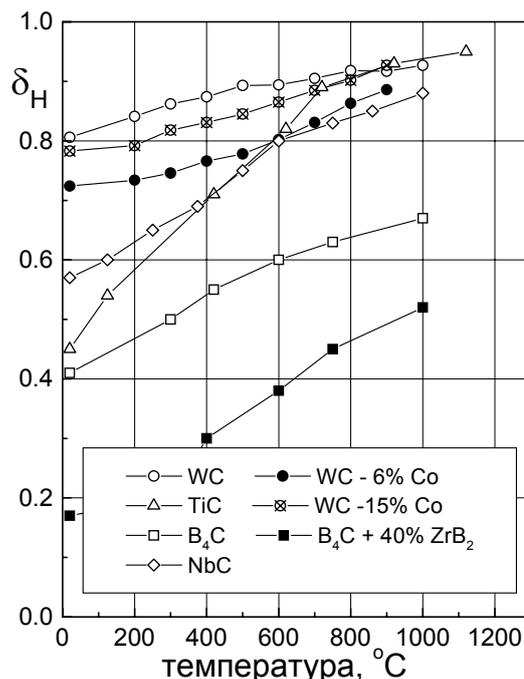


Рис.2. Температурная зависимость характеристики пластичности δ_H для монокристалла WC, твердых сплавов WC-Co и некоторых тугоплавких соединений.

На рис.3 представлены кривые деформации, полученные методом индентирования. Твердость по Мейеру является средним контактным давлением и может быть пересчитана на напряжение течения. Видно, что легирование снижает модуль упругости и напряжение течения сплавов.

Приведенные выше и другие полученные авторами результаты позволяют значительно расширить представления о механизме деформации WC и композитов WC-Co.

1. Milman Yu.V., Chugunova S., Goncharuck V., Luyckx S., Northrop J.T. Low and high temperature hardness of WC-6 wt%Co alloys // Int.Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 1996. Vol.15. P.97-101.
2. Milman Yu.V., Luyckx S., Northrop J.T. Influence of temperature, grain size and cobalt content on the hardness of WC/Co alloys // Int.Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 1999. Vol.17, No.1-3. P.39-44.
3. Milman Yu.V., Luyckx S., Goncharuck V.A., Northrop J.T. Results from bending tests on submicron and micron WC-Co grades at elevated temperatures // Int.Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2002. Vol.20. P.71-79.
4. Milman Yu.V., Luyckx S., Goncharuck V.A., Northrop J.T. Mechanical properties in bending tests and mechanical behaviour of submicron and micron WC-Co grades at elevated temperatures // Proc.of 15th International Plansee Seminar. 2001. Vol.2. P.75-90.
5. Milman Yu.V., Chugunova S.I., Goncharova I.V., Luyckx S. Determination of ductility and stress strain curve of WC based hard metals by indentation method // Science of Sintering. 1997. Vol.29(3). P.155-161.
6. Мильман Ю.В. Новые методики микромеханических испытаний материалов методом локального нагружения материалов жестким индентором // В кн.: «Сучасне матеріалознавство XXI сторіччя», Київ: Наукова Думка. 1998. С.637-666.

КИНЕТИКА КОРРОЗИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ

А.Я. Башкарев, В.И. Веттегрень, К.Г. Данчуков, Г.И. Морозов

Физико-Технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН
Victor.Vettegren@pop.ioffe.rssi.ru

Санкт-Петербургский политехнический университет
ФГУП "ЦНИИМ"

Исследовали коррозию сталей следующих составов: Cr-Ni-Mo-Ti, Cr-Ni-Mn-N-V, Cr-Ni-N-Mn-Mo, Cr-Ni-Nb, Cr-Ni-Ti, Cr-Mn-Ni, Mn-Al-Nb-Si, Mn-Cr-Al-Si и Mn-Al-Si. Степень коррозионного повреждения оценивалась визуально по 100 после погружения в 3% раствор NaCl или воду Черного моря. Для всех образцов временные зависимости степени коррозии $V(t)$ от времени описаны выражением:

$$V(t) = V_{\infty} (1 - \exp(-k_c t)),$$

где V_{∞} - параметр V_{∞} , отражающий защитные свойства коррозионной пленки на поверхности металла, k_c - константа скорости коррозии, которая связана с эффективной энергией активации U_{0C} и температурой T известным выражением Аррениуса.

Оказалось, что для всех изученных образцов сталей энергия активации коррозии имеет значение $U_{0C} \approx 60$ кДж/моль. Следовательно, ни изменение химического состава легирующих добавок, ни вид обработки поверхности не влияют на величину анодного тока. Различие в скорости коррозии сталей и деталей из них обусловлено изменением защитных свойств коррозионной пленки, образующейся на поверхности.

Изучали также коррозию малоуглеродистой стали с защитными лакокрасочными покрытиями. Установлено, что с течением времени уменьшается блеск покрытий из-за их растрескивания, а затем образуются пятна коррозии. Описание временных зависимостей проводили на основе представлений о кинетике двух последовательных реакций: первая - зарождение трещин, и вторая – коррозия после образования пор, достигающих поверхности металла. Энергии активации коррозии составила 60 кДж/моль, образования трещин ~ 115 кДж/моль.

МОДЕЛЬНОЕ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЕ ОТОБРАЖЕНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ СТРУКТУР ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА

Б.К.Барахтин, Р.Г.Зворыгин

ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия
bbarakhtin@mail.ru

Для решения практических задач, основанных на исследовании мартенситных структур в сталях, опробована модель перколяций. С этой целью проведен мультифрактальный анализ изображений, документированных с помощью светового микроскопа. В качестве опорных (калибровочных), взяты изображения структур мартенсита, приведенные в ГОСТ 8233 (рис.1).

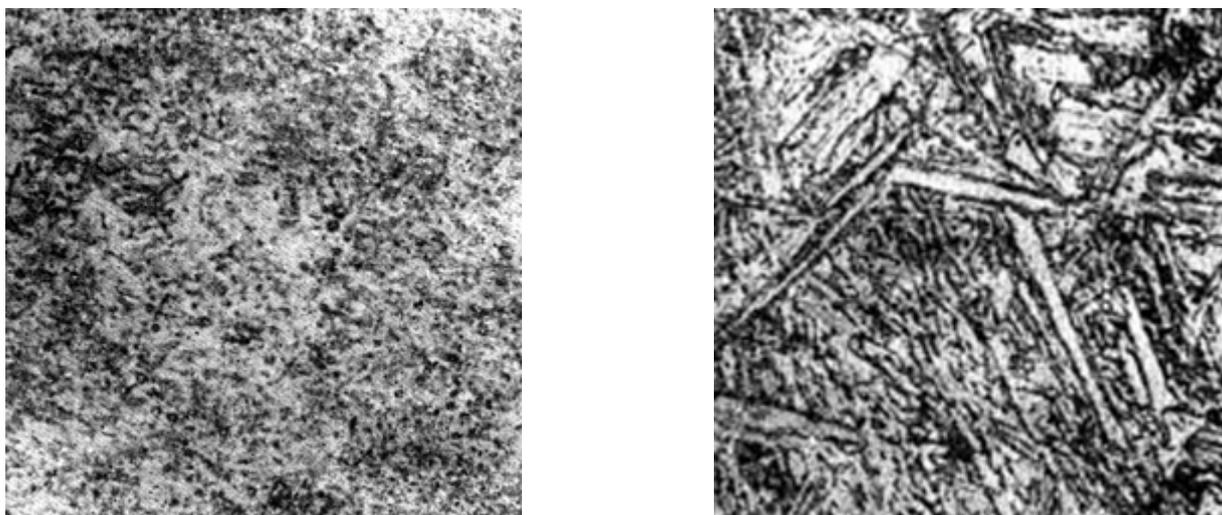


Рис.1. Игольчатый мартенсит 1-го (слева) и 9-го (справа) баллов по ГОСТ 8233 при оптическом увеличении $\times 1000$.

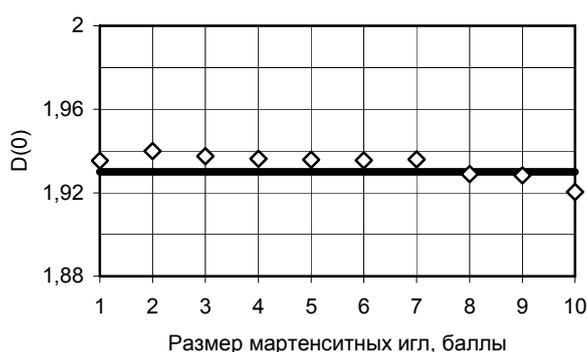


Рис.2. Пространственная размерность $D(0)$, рассчитанная для изображений мартенситных структур, приведенных в ГОСТ 8233.

Величины пространственной размерности $D(0)$, вычисленные при обработке мультифрактальных спектров, показали (рис.2), что независимо от установки положений аналитической квадратной решетки 256×256 псх разброс в определении значений размерности составил ± 0.01 .

Полученная оценка **принята** как пороговая точность, необходимая для обнаружения изменений в мартенситных структурах реальных сталей и сплавов. Поскольку пространственная размерность характеризует «топологическое соответствие» исследуемого объекта и окружающего его пространства, можно также полагать, что изображения, приведенные в ГОСТ 8233, отображают мартенситные структуры, образованные одинаковым механизмом превращения.

исследуемого объекта и окружающего его пространства, можно также полагать, что изображения, приведенные в ГОСТ 8233, отображают мартенситные структуры, образованные одинаковым механизмом превращения.

Его геометрической моделью, построенной с помощью регулярного фрактала с $D(0)=1.936$, является бесконечный перколяционный кластер (рис.3-слева).

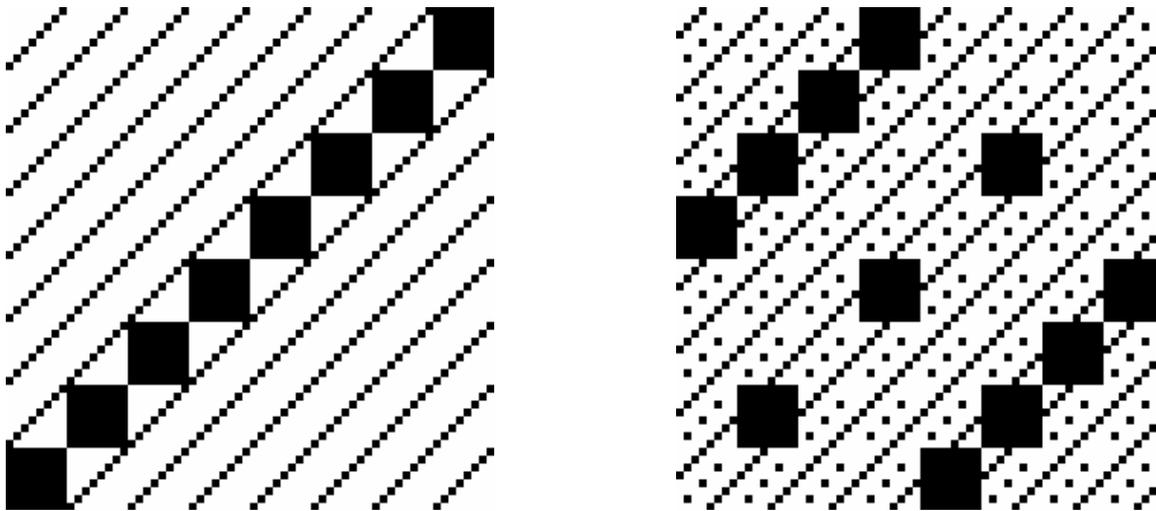


Рис.3. Геометрические модели мартенситных структур, построенные для изображений, приведенных в ГОСТ 8233 (слева) и стали типа 09ХН5МДФ (справа).

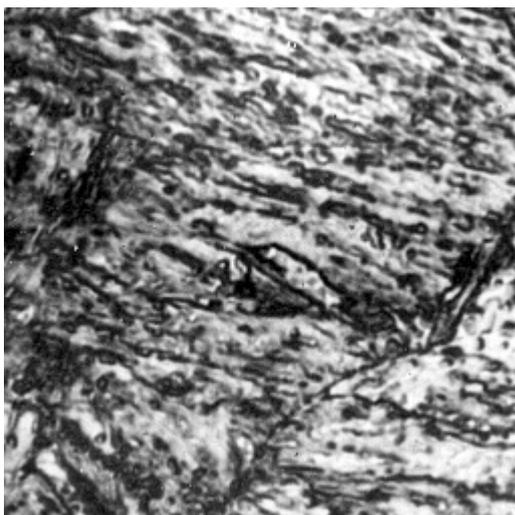


Рис. 4. Мартенсит в стали 09ХН5МДФ (x1000), для которого $D(0)=1,91$.

Мартенситное строение технического металла представлено изображением структуры высокопрочной стали типа 09ХН5МДФ (рис.4), для которого величина размерности $D(0)=1.91$. Сравнивая калибровочную и полученную новую геометрическую модель (рис.3-справа), можно видеть факт дробления кластера, что соответствует геометрическому фазовому переходу вблизи порога перколяции.

СКОРОСТЬ ОХЛАЖДЕНИЯ КАК СИНЕРГЕТИЧЕСКОЕ ВЛИЯНИЕ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛЕЙ

Б.К.Барахтин, У.А.Пазилова, Е.И.Хлусова

ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия

bbarakhtin@mail.ru

На пути реализации управляемого процесса ускоренного охлаждения листового проката после его горячей деформации одним из препятствий является недостаток данных об изменениях в фазовом составе и структуре сталей в градиентах температурных полей. Ранее было установлено [1], что технологические условия охлаждения листов из сталей 09Г2ФБ могут вызывать эффект структурной анизотропии, который крайне нежелателен для судостроительных сталей. Решение задачи теплообмена между мезообъемами толстолистового проката совместно с результатами анализа морфологии границ мезофаз указывали на возможность термодинамической самоорганизации структур с участием потоков дефектов кристаллического строения.

В представленной работе продолжено изучение влияния скорости охлаждения на комплекс механических свойств листового проката из сталей типа 09ХНЗМД (рис.1).

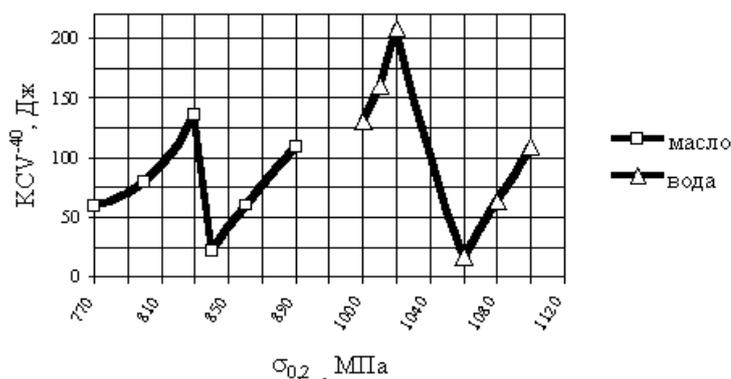


Рис. 1.

Взаимосвязи основных механических параметров (KCV⁻⁴⁰ и $\sigma_{0,2}$), зафиксированные испытаниями образцов, закаленных с разной скоростью (в масло и воду), но отпущенных по одинаковым режимам, характеризуются тремя подобными участками с разными наклонами. Предполагается, что разница в границах областей с изменением параметров обусловлена кинетикой диффузионно-контролируемых процессов. Их скорость и завершенность определяются условиями переноса эффективной концентрации структурных компонент (избыточных вакансий и подвижных дислокаций), зависящих от быстроты охлаждения листа.

Высказанное предположение косвенно подтверждается результатами мультifrактального анализа изображений структур, выявленных методами световой микроскопии. Из спектров размерностей Реньи с точностью 2% вычислялись значения размерности D_f и «скрытой упорядоченности» p . При анализе результатов принималась во внимание пропорциональность D_f геометрическому рельефу (шероховатости) контуров мезофаз, обусловленному процессами упруго-пластического сопряжения в ГЦК- \rightarrow -ОЦК реакции. Параметр упорядоченности p , будучи чувствительный к симметрии в размещении исследуемых геометрических объектов, характеризует стабильность и однородность в общей конфигурации структуры.

Установлено, что при скоростях охлаждения образцов до ~ 0.2 град/с размерность уменьшается от 1.83 до 1.8, а при $dT/dt > 0.2$ град/с – не меняется. На этом «фоне» параметр p монотонно растет от 0.37 при $dT/dt = 0.02$ град/с до 0.47 при 100 град/с. Полученные данные

дополняют известные и все еще дискутируемые представления о роли сдвигов и диффузии в фазовых превращениях сталей при непрерывном охлаждении. Поскольку уменьшение значений D_f свидетельствует о выравнивании контуров (границ ОЦК кристаллов) вследствие исчезновения мелких объектов (частиц карбидного типа или остатков ГЦК фазы), считается, что приток диффундирующего элемента (углерода) к кластеру (локализованному месту концентрационной неоднородности) становится меньше оттока. В свою очередь это сопровождается возрастанием геометрического порядка в организации структуры и монотонным увеличением параметра p .

В малых приграничных объемах для обнаружения следов динамической аккомодации с участием дислокационных структур будут выполнены электронно-микроскопические исследования. В случае автокаталитического диффузионно контролируемого превращения в распределении и форме структурных составляющих должна возникнуть неопределенность, обнаруживаемая по величинам D_f и p [2].

Список литературы

1. Барахтин Б.К., Семичева Т.Г., Высоцкий В.М. Морфология межфазных границ в низкоуглеродистых хладостойких сталях при вариации условий охлаждения после термомеханической обработки // Труды 1-го Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата. Якутск, 16-20 июля 2002. Якутск: ЯНЦ СО РАН, 2002.- т.2.-с.3-10.
2. Du Linxiu, Liu Xianghua, Wang Guodong. Влияние условий закалки на превращения, вызванные внутренними напряжениями в низкоуглеродистой стали // Acta met. sin. 2002.-v.38,N 2.-p.196-202.

НЕЛИНЕЙНЫЕ МОДЕЛИ МИКРОПРОЧНОСТИ И МИКРОПЛАСТИЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ

Ю.М.Даль, Е.В.Прокопович

Санкт-Петербургский государственный университет

Предложена нелинейная одномерная дискретная модель пластических деформаций и разрушения поликристаллических материалов. В ней учтены: градиенты напряжений, дефекты кристаллической решетки в виде отдельных дислокаций и дислокационных ансамблей, внедрённые атомы, вакансии, границы зёрен. На основе предложенной модели выявлены особенности микропластической деформации в окрестности таких концентраторов напряжений как сосредоточенные силы, трещины, выемки, поры. Установлено влияние внедренных атомов среды, исследованы различные виды потенциалов межатомного взаимодействия (Леннарда-Джонса, Морзе, Джонсона и др.)

Предложена двумерная дискретная модель сдвигов атомов в поликристаллических материалах. Произведено численное сопоставление результатов вычислений по одномерной и двумерной модели. Разработаны критерии возникновения микротрещин на границах зерен. Произведена уточненная оценка поля микронапряжений, вызванная скоплением дислокаций.

ОЦЕНКА ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ ТОНКОСТЕННЫХ КОНСТРУКЦИЙ, ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ С АГРЕССИВНОЙ СРЕДОЙ

Р.А.Арутюнян, А.А.Денисова

Санкт-Петербургский государственный университет, Россия

Robert.Arutyunyan@paloma.spbu.ru

Анализ внезапных разрушений тонкостенных инженерных конструкций, таких как газо-и нефтепроводы, сосуды давления, тепловые системы, химическое оборудование и др., показывает, что, в основном, они являются хрупкими и вызваны распространением усталостных и усталостно-коррозионных трещин.

В мировой практике при оценке усталостной прочности используются эмпирические критерии Коффина и Коффина-Мэнсона и др., которые устанавливаются по результатам опытов над гладкими лабораторными образцами. При этом считается, что деформация является основным фактором поврежденности материала. В действительности, при циклических нагружениях долговечность определяется процессами роста трещин.

Любая инженерная система содержит некоторое число начальных микро-трещин. Под воздействием напряжений и агрессивных сред трещины начинают расти. Можно выделить два этапа их распространения. На первом, начальном, этапе происходит медленное прорастание трещин. Второй период характеризуется образованием трещины критического размера и ее динамическим развитием. Так обычно формируется магистральная трещина

Рост трещин усталости в агрессивной среде описывается нами с помощью системы двух кинетических уравнений, учитывающих взаимосвязанные механические и химические эффекты. В новой трактовке в классические уравнения химических реакций вводится коэффициент интенсивности напряжений, который считается ответственным за ускорение процессов коррозионного разрушения. Принимая эти положения, рост коррозионной усталостной трещины описывается следующей системой уравнений [1]

$$\frac{dl}{dN} = C(\Delta K)^m + \frac{d\omega}{dN} \quad (1)$$

$$\frac{d\omega}{dN} = (k_1 + k_2(\Delta K)^n)(1 - \exp(-\alpha N)) \quad (2)$$

где l – текущая длина трещины; N – число циклов; $C, m, k_1, k_2, n, \alpha$ – постоянные; $\Delta K = \Delta\sigma\sqrt{\pi l}$ – приращение коэффициента интенсивности напряжений за цикл; ω – функция, описывающая коррозионное разрушение.

С помощью множителя $k_1 + k_2(\Delta K)^n$ в правой части уравнения (2) описываются процессы коррозионного разрушения под напряжением и при отсутствии напряжения. В последнем случае ($\Delta\sigma = 0 \Rightarrow \Delta K = 0$) и из уравнений (1)-(2) следует

$$\frac{dl}{dN} = k_2(1 - \exp(-\alpha N))$$

Согласно уравнениям (1)-(2), на начальных этапах нагружения влияние среды на скорость роста трещин незначительно. Однако, с увеличением числа циклов нагружения и усилением диффузионно-химических процессов наблюдается значительное расхождение кривых скорость роста трещины - интенсивность напряжений. Это положение согласуется с результатами многочисленных опытов. В частности, в случае отсутствия агрессивных компонентов среды, система уравнений (1)-(2) в точности совпадает с соотношениями Пэриса-Эрдогана.

С учетом системы (1)-(2) построена модель долговременного коррозионного разрушения. Модель является вероятностной и базируется на гипотезе слабого звена [2]. Начальное дефектное состояние конструкции определяется некоторым числом трещин. Предполагается, что распределение трещин по размерам является случайной величиной и подчиняется распределению Пуассона. Случайным является также число циклов до разрушения. В процессе эксплуатации системы трещины стартуют и растут. Стартуют и растут также трещины, которые возникают в процессе эксплуатации системы.

Разрушение наступает в результате достижения одной из трещин критического размера. Таким образом, реализуется гипотеза слабого звена, математическая постановка которой приводит к формулировке критерия длительной прочности.

Теоретические расчеты показывают, что предложенные соотношения описывают основные экспериментальные эффекты влияния агрессивной среды на рост трещин усталости и усталостное разрушение металлических материалов. В рамках модели описывается также эффект пересечения экспериментальных кривых усталости в области относительно высоких напряжений. Этот известный результат связан с накоплением продуктов коррозии в вершине трещины и не был описан ранее в научной литературе.

В качестве приложения модели рассматривается длительная прочность различных тонкостенных конструкций, в частности цилиндрических, взаимодействующих с агрессивными средами. При конкретизации параметров модели были использованы экспериментальные кривые длительной прочности стали Ст.2 в водороде и в нейтральной среде (азоте) при температуре $500^{\circ}C$ и давлениях 5МПа-30МПа [3].

Список литературы

1. Arutyunyan R.A., Denisova A.A. A failure criterion of metallic materials and structures due to attack of corrosive media // Proceedings 2001 Summer School "Advanced Problems in Mechanics". June 27-July 6 St. Petersburg. (Repino). RAS. ИПМ. GAMM. 2002. P.111-113.
2. Арутюнян Р.А. Вероятностная модель разрушения вследствие питтинговой коррозии // Проблемы прочности. 1989. № 12. С 106-108.
3. Овчинников И.Г., Петров В.В. Расчет цилиндрических оболочек, взаимодействующих с водородом при высоких температурах и давлениях // Строит. механика и расчет сооружений 1985. №3. С.9-12.

МАГНИТОПЛАСТИЧНОСТЬ: ФАКТЫ И ГИПОТЕЗЫ

Ю.И. Головин

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Россия
golovin@tsu.tmb.ru; golovinyi@mail.ru

Первоначально магнитоэластические эффекты (МПЭ) были обнаружены в середине 60-х годов прошлого века в ферромагнитных материалах (А.А. Урусовская и др.) и затем были интерпретированы как результат взаимодействия дислокаций и доменных стенок при перемагничивании кристалла. Почти в то же время интенсивно исследовались эффекты действия магнитного поля (МП) с индукцией B до ~ 10 Тл на макропластические характеристики чистых диамагнитных металлов при гелиевых температурах T_H . Эффекты влияния **сильного МП** (при индукции $B \approx 10$ Тл и $T_H \approx 4$ К выполняется соотношение $\mu_B B \gg kT_H$, где μ_B – магнетон Бора, k – постоянная Больцмана) на коэффициент деформационного упрочнения объясняли изменением вязкости электронного газа для движущихся дислокаций.

Эпизодические попытки пронаблюдать действие **слабых МП** с $B \approx 1$ Тл на структуру и свойства магнитоупорядоченных («немагнитных») материалов при комнатной температуре T_R , когда $\mu_B B \ll kT_R$, в 70-е – 80-е годы рассматривались, как не имеющие под собой ясных физических оснований, а полученные в них результаты большинство специалистов расценивало как артефакты.

В отличие от периода десятилетней давности, сейчас уже мало кто сомневается, что в определенных условиях относительно слабое МП ($B \sim 1$ Тл) способно заметно повлиять на физико-механические свойства немагнитных материалов даже при комнатной температуре T_R , не говоря уже о более низких. Около десятка независимых групп, систематически работающих в этой области, опубликовали за последние 10-12 лет более 150 работ, в которых сообщается о наблюдении такого влияния на ионные, ионно-ковалентные, металлические и молекулярные кристаллы, полимеры и др., как непосредственно во время действия поля, так и длительное время после его отключения (см., например, обзоры [1, 2]). Вместе с тем накопились и противоречивые данные, а также взаимоисключающие интерпретации результатов. Сходные материалы в, казалось бы, аналогичных условиях эксперимента порой демонстрируют различный отклик на МП. Очевидно, необходимые и достаточные условия для эффективного действия слабого МП на структуру и макросвойства немагнитных твердых тел остаются невыясненными, в результате чего механизмы такого влияния продолжают быть предметом полемики и обсуждений.

Что же удалось установить за эти годы наверняка, а что остается под вопросом? Из общих соображений, неоднократно затем подтвержденных в ряде независимых работ, вытекает, что ввиду малости магнитной энергии $\mu_B B$ при комнатной температуре можно наблюдать большие эффекты только в системах, далеких от термодинамического равновесия. В этом случае МП играет роль спускового крючка, радикально увеличивающего скорость релаксационных процессов. Показано, что увеличение степени неравновесности путем соответствующей термообработки, освещения видимым светом, рентгеновским облучением и др. приводит к увеличению чувствительности материала к МП, в то время как отжиг, старение и проч. – к ее снижению в том же материале вплоть до нуля. Далее было установлено, что в примесных ионных кристаллах МП индуцирует многостадийный релаксационный процесс, который может продолжаться и после окончания экспозиции образца в поле. Расчленение его на отдельные стадии и анализ их кинетики позволил выявить важные кинетические особенности. В частности, обнаружено, что МП может ускорять мономолекулярные

реакции распада внутрицентровых перестроек и метастабильных комплексов точечных дефектов с последующей рекомбинацией продуктов распада по бимолекулярному типу реакции. Из многочисленных данных вытекает, что МПЭ очень чувствительны к примесному составу и состоянию примеси. В постоянном МП наблюдается пороговый характер влияния поля, причем величина порогового значения индукции V_C зависит от многих обстоятельств. При $V > V_C$ существенное значение имеет ориентация, продолжительность экспозиции и индукция МП. В несколько меньшей мере влияние на эффект оказывает скорость нагружения и температура испытания. Не вполне ясными остаются электронная и атомная структура объектов в кристалле, на которые действует МП. Вполне очевидным является лишь то, что эти объекты входят в состав примесных комплексов и дислокационных ядер, что показано прямыми экспериментами [3].

В начале 90-х годов В.И. Альшицем и М.И. Молоцким было предложено перенести подходы, хорошо разработанные в спиновой химии к магниточувствительным радикальным реакциям, в физику пластичности. Активная пластическая деформация (в меньшей степени релаксация структуры под действием внутренних напряжений) вызывает рост концентрации парамагнитных дефектов, их движение, взаимодействие, аннигиляцию и др. преобразования дефектной структуры кристалла, что можно рассматривать как совокупность химических реакций между различными реагентами. Через несколько лет были поставлены прямые опыты по доказательству спин-зависимой природы магнитоэластической деформации в примесных ионных кристаллах [4]. Из полученных результатов неопровержимо вытекает, что МП оказывает влияние на частицы со спином $1/2$, $3/2$ и $7/2$ (в зависимости от типа и состояния примеси в кристалле), и оно значительно усиливается в условиях парамагнитного резонанса при совместном действии постоянного и микроволнового МП. В этих экспериментах ЭПР был использован не как способ пассивного наблюдения за парамагнитными объектами, а как средство активного воздействия на них, в результате чего наблюдалось магнитрезонансное разупрочнение и был определен магнитный момент частиц, ответственных за МПЭ в ионных кристаллах. Его равенство магнетону Бора впервые прямо доказывает спин-зависимую природу одной из ключевых стадий многостадийного процесса, приводящего в конечном итоге к макроскопически реализующемуся МПЭ.

Безусловно, обсуждаемая проблема природы МПЭ в немагнитных материалах далека от окончательного решения. Необходимы дополнительные исследования для установления последовательности весьма быстрых (10^{-11} - 10^{-5} с) электронно-спиновых и атомарных процессов в комплексах дефектов как в МП, так и в его отсутствие.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 02-02-17571) и программ: Университеты России (грант № УР.01.01.013), ФЦП «Фуллерены и атомные кластеры», Минобразования РФ (грант № Е00-3.4-552).

Список литературы

1. Головин Ю.И., Моргунов Р.Б. // Материаловедение. 2000. №№ 3, 4, 5, 6. С. 2.
2. Golovin Yu.I., Morgunov R.B. // Chemistry reviews. Gordon and Breach Publishing Group. 1998. V.23. Part.2. P.23.
3. Головин Ю.И., Моргунов Р.Б. // ЖЭТФ. 1999. Т.115. №2. С.605.
4. Головин Ю.И. и др. // ЖЭТФ. 2000. Т.116. № 6. С.1080.

ПРОНИКНОВЕНИЕ ГЕЛИЯ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКУЮ МЕДЬ, ДЕФОРМИРОВАННУЮ СЖАТИЕМ В СРЕДЕ ЖИДКОГО ГЕЛИЯ

О.В.Клявин, Б.А.Мамырин, В.И.Николаев, Л.В.Хабарин, Ю.М.Чернов,
В.В.Шпейзман

ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Россия

klyavin@ioffe.rssi.ru

Излагаются экспериментальные данные по проникновению гелия в образцы нанокристаллической меди (диаметр зерна 100 нм), деформированные сжатием при 4.2К со скоростью $\sim 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ на различные степени деформации (ϵ). Диаграммы сжатия характеризуются постоянным коэффициентом упрочнения и наличием скачков, которые возникают уже на уровне предела текучести образцов. По мере увеличения ϵ хаотический характер скачков пропадает, и они приобретают циклический характер. Этот факт указывает на наличие структурной релаксации внутренних напряжений, характеризующейся набором неравновесных критических явлений [1] в виде самоорганизующихся структурных элементов в деформируемых образцах [2]. Высокочувствительным масс-спектрометрическим методом измерено количество гелия в образцах, деформированных на различные степени, которое значительно повышается с ростом ϵ . Получены кривые экстракции гелия из образцов меди в зависимости от ϵ при постоянной скорости их нагрева (7 К/мин) в области температур $T = 300\text{-}1000 \text{ К}$. На кривых обнаружены три различных по высоте и ширине пика выделения гелия при $T \sim 0.2; 0.4; 0.6 T_s$ (320 К, 620 К, 820 К). Основной пик расположен в области $T = 450\text{-}750 \text{ К}$ с максимумом при $T = 620 \text{ К}$. Разнообразие температурных пиков указывает на наличие различных по глубине энергетических ловушек гелия, обусловленных структурной неоднородностью пластической деформации в нанокристаллической меди (низкотемпературное зернограничное проскальзывание, ротационные моды пластической деформации, дробление границ и т.д.). Полученные результаты анализируются на основе явления дислокационно-динамической диффузии - механо-химического проникновения атомов гелия в кристаллические материалы по зарождающимся и движущимся в них дислокациям (3). Обсуждается принципиальная роль динамических атомных процессов взаимодействия, захвата и переноса частиц внешней среды в пластически деформируемые твердые тела через возникающие в них механически возбужденные дефекты структуры, а также перспективы практического использования полученных результатов.

Список литературы

1. Малыгин Е.А. Анализ параметров скачкообразной деформации металлов при низких температурах. // Физ. мет. и металловед. 1996. Т.81, Вып.3. С.5-21.
2. Головин Ю.И., Лебедин М.А., Шибков А.А., Желтов М.А., Скворцов В.В. Статистический, динамический и фрактальный анализ неустойчивостей пластической деформации кристаллов // Всероссийская научная конференция "Дефекты структуры и прочность кристаллов" (Черноголовка), 2002. С.136.
3. Клявин О.В. Дислокационно-динамическая диффузия в кристаллических телах // ФТТ. 1993. Т.13, Вып.3. С.513-541.

ПРИНЦИПЫ МОДЕЛИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ

Ю.Ф.Титовец, Н.Ю.Золоторевский

СПбГПУ, Петербург, Россия
titovets@phmf.spbstu.ru

Математическое моделирование активно используется для оптимизации и управления технологией производства, в частности в системах управления качеством горячекатаного листа. Задача при этом состоит в оперативной (оптимально, в режиме «on-line») оценке механических свойств проката. Внедрение таких систем обеспечивает возможность корректировки параметров технологии контролируемой прокатки и существенного улучшения свойства продукции, как в пределах одной и той же плавки, так и в различных частях койла.

Существуют два типа моделей – эмпирические и физические. При построении первых используется в максимальной степени производственный опыт – базы данных о взаимосвязях параметров прокатки, с одной стороны, о структуре и (или) свойствах произведенного листа, с другой. Регрессионным методом определяются системы параметров, при оптимальном подборе которых удастся существенно продвинуться в решении поставленной задачи – спрогнозировать свойства сплава после небольшой вариации технологических параметров. Точность предсказаний возрастает по мере накопления экспериментальных баз данных. Подобные модели эффективно работают с определенным классом сталей, в узком диапазоне составов стали. Смена марки приводит к необходимости построения новой модели, или, как минимум, её перекалибровки.

Физическая модель в идеальном её варианте должна быть лишена подобных недостатков - должна быть единой для широкого спектра сплавов и описываться не формально регрессионными уравнениями, а физическими моделями, аккумулирующими современное состояние науки о материалах. В настоящем сообщении представляется созданная версия подобной физической модели, реализованной в форме компьютерной программы CATRAN2002 (CALculation of TRANsformation). В основе её заложена идея о сплаве, как о термодинамической многокомпонентной системе, структура которой определяется законами термодинамики и кинетики сплавов. Модель включает численную реализацию имеющихся теорий ферритного, перлитного, бейнитного и мартенситного превращений. Важнейшим этапом подобной модели является расчет микроструктуры сплавов для заданного технологического режима охлаждения.

Приводятся примеры её применения для расчета структуры широкого класса сталей. В представляемом варианте будут приведены примеры использования программы для расчетов кинетических кривых превращения, предсказания ССТ (термокинетические) и ТТТ (изотермические) диаграмм, а также микроструктуры углеродистых и низколегированных сталей, содержащих Fe,C,Mn,Si,Cr,Ni и Nb. Модель калибровалась и тестировалась на базе собственных дилатометрических и микроструктурных данных.

Параметры ферритного превращения калибровали на углеродистой стали 08кп [1], перлитного превращения - на углеродистой стали с 0.66%С. При развитии модели бейнитного превращения использовали собственные превращения на двухфазных сталях [2,3].

На рис.1. представлены рассчитанные ССТ и ТТТ диаграммы для одной из двухфазных сталей (0.082%С,1.22%Mn,1.1%Cr). Здесь же приведены и эксперимен-

тально (символы) построенные диаграммы. Видно хорошее соответствие для изолиний, соответствующих 1%, 50% и 90% превращения, а также для линий старта перлитного и бейнитного превращений. В случае ТТТ диаграммы удовлетворительно описывается торможение бейнитного превращения хромом.

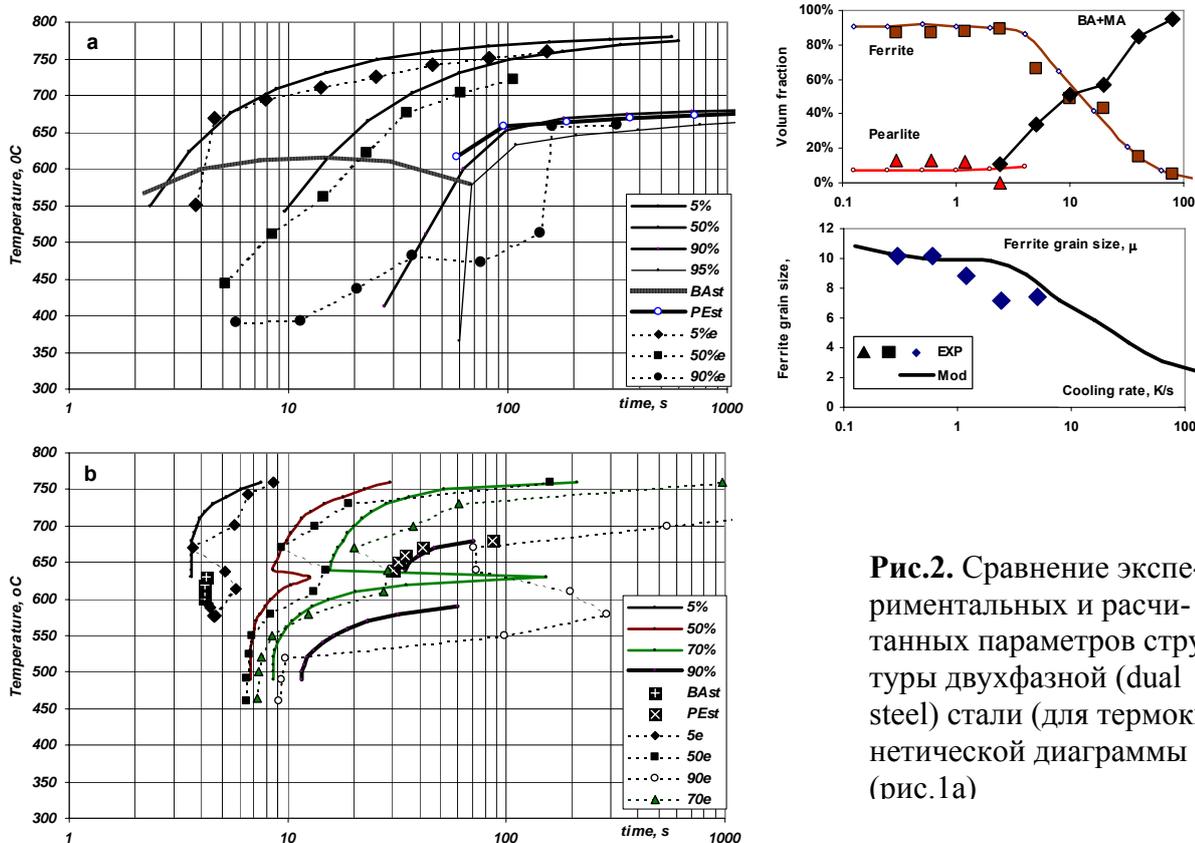


Рис.2. Сравнение экспериментальных и расчетных параметров структуры двухфазной (dual steel) стали (для термокинетической диаграммы (рис.1а)

Рис.1. Экспериментальные (символы) и расчетные (линии) диаграммы превращения: а) термокинетические диаграммы; б) диаграммы изотермического распада;

Финальные параметры микроструктуры, рассчитанные и зарегистрированные экспериментально, сопоставлены на рис.2 для случая ССТ диаграммы (рис.1а). Удастся хорошо предсказать как средний размер ферритного зерна, так и объёмные доли основных структурных составляющих во всем диапазоне исследованных скоростей охлаждения. Похожие результаты получены и для изотермического превращения в интервале температур, использованного для построения ТТТ диаграммы.

Список литературы

1. Andorfer J., Auzinger D., Hribernig G., Hubner G., Samoilo A.i, Titovets Yu., Vasiliev A., Zolotorevskii N.- Steel Research 71 (2000), issue 4/2000, pages 118-123.
2. A.Samoilov, Yu.Titovets, N.Zolotorevskii, G.Hribernig, P.Stiaszny: Proc.PMP2000, San-Francisco, November, 2000, p. 639-643
3. A.Samoilov, Yu.Titovets, N.Zolotorevskii, G.Hribernig, P.Stiaszny: Modeling of austenite decomposition of hot rolled dual phase steels during controlled cooling on the rolling mill,-Proc.IV Encontro de Modeladem Computacional, Instituto Politecnico da UERJ, Nova Friburgo, Brasil, 12-14 de Novembro de 2001, p.1-10

КРИСТОННАЯ МОДЕЛЬ ФОРМИРОВАНИЯ ПОЛОС СДВИГА И ПЕРСПЕКТИВЫ ЕЕ РАЗВИТИЯ

М.П. Кашенко, А.Г. Семеновых, В.Г. Чащина

Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия
mpk@usfea.ru

Дается краткий обзор результатов использования кристонной модели (подробное изложение приводится в [1]) при интерпретации экспериментальных особенностей формирования полос сдвига в случае квазиклассической схемы генерации кристонов обобщенными источниками Франка-Рида (ОИФР). Рабочий сегмент ОИФР с ориентацией \vec{L}' характеризуется вектором Бюргерса \vec{b} , возникающим в результате суперпозиции n векторов \vec{b}_1 и m векторов \vec{b}_2 взаимодействующих систем дислокаций с пересекающимися плоскостями скольжения, имеющими нормали \vec{n}_1 и \vec{n}_2 . При описании макроскопических морфологических признаков полос сдвига используется простой алгоритм, суть которого, применительно к отбору ориентировок границ, отражает рис. 1. Экспериментальные данные (\vec{l} - ориентация оси кристаллографического поворота решетки в полосе сдвига) указаны в угловых блоках, а в центральном блоке приводится информация о стандартной ориентировке границы (СОГ) полосы сдвига (с нормалью \vec{n}), возникающей на первом этапе деформации. Отличие наблюдаемой ориентировки границы \vec{N} от \vec{n} связано с появлением новых ориентировок \vec{L} рабочих сегментов ОИФР и выбором варианта, удовлетворяющего условию возрастания фактора Шмида M . Заметим, в частности, что для СОГ типа $(hh\ell)$ знание \vec{n} сразу позволяет получить отношение h/ℓ , а значит, и n/m . Цифры у стрелок соответствуют этапам анализа, причем наличие штриха (в случае совпадения цифр) показывает независимость соответствующей операции на одном и том же этапе (например, на первом этапе устанавливается ориентировка \vec{L}' и, независимо, ориентировка \vec{b}).

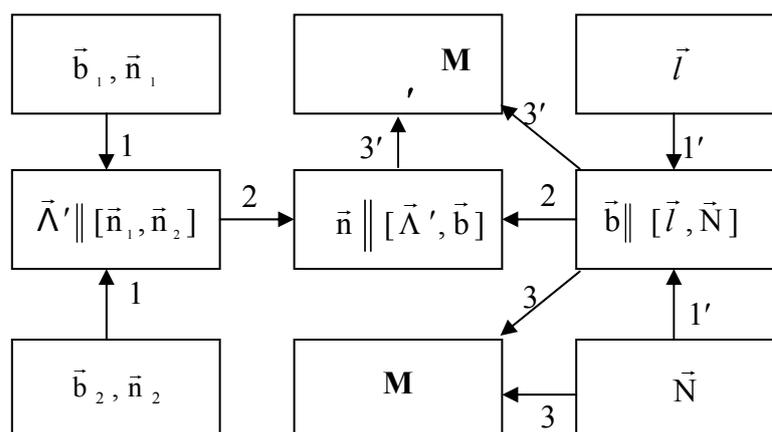


Рис. 1. Схема, поясняющая процедуру отбора полос сдвига в случае совпадения векторов Бюргерса для ОИФР с ориентировками рабочих сегментов \vec{L} и \vec{L}'

Подобный морфологический анализ, дополненный оценкой критического напряжения генерации кристонов, позволяет, с одной стороны, объяснить наблюдающуюся в ходе пластической деформации последовательность дискретных ориентировок \vec{N} и связать их с отношениями концентраций дислокаций сопряженных сис-

тем скольжения, а с другой стороны, сопоставить эту последовательность с определенными точками кривой σ - ϵ на стадии развитой пластической деформации. Заметим, что кристонный подход носит естественный характер, оперируя непосредственно наблюдаемыми величинами. Простота интерпретации морфологии полос сдвига обусловлена, скорее всего, тем, что выявлены его истинные носители. Данный подход дополняет анализ [2,3], базирующийся на рассмотрении явления бифуркации при плоской деформации образца. Так, например, для ГЦК кристаллов в рамках подхода [2,3] невозможно объяснить наблюдаемую последовательность смены дискретных ориентировок границ полос, как и значительные (более 10^0) отклонения ориентаций границ от ближайшей плотноупакованной плоскости. На наш взгляд, кристонный подход оптимален при описании полос сдвига, ось кристаллографического поворота решетки внутри которых лежит в плоскости границы полосы. В тоже время, для случая оси кристаллографического поворота перпендикулярной к границе естественно использовать дисклинационный формализм [4].

Отметим, что ряд кристаллографических особенностей, обусловленных нелинейным характером потенциала межатомных взаимодействий, релаксационными процессами на границе возникающей полосы деформации и исходного материала (не испытывающего интенсивной локализованной деформации), а также динамическими процессами, связанными с возможной локализацией в области ядра кристона коротковолновых смещений, выпадают из описания в простейшей кристонной модели. Например, в том случае, когда полоса сдвига является двойником деформации (типичные ориентировки границы принадлежат семейству $\{hh\ell\}$), требуется специальное обоснование особой устойчивости соответствующей конфигурации ядра кристона, связанное с использованием нелинейных потенциалов межатомного взаимодействия. В случае же псевдодвойникования появление дополнительной к сдвигу неоднородной деформации (перетасовка атомов) может указывать на более сложную структуру поля смещений в ядре кристона (включающую характерные коротковолновые динамические компоненты).

Поскольку во всех случаях формирование полос связано с процессом распространения деформации, локализованной в области фронта растущей полосы, представляющей собой, в математическом отношении, волну переключения, наиболее перспективным направлением развития модели является расшифровка динамической структуры поля смещений (дисторсий) в области фронта (как и в случае формирования мартенситных кристаллов). Подчеркнем, однако, что между любым усложненным вариантом кристонного анализа и его простейшей реализацией будет выполняться принцип соответствия, выражающийся в сохранении информации о макроскопических морфологических признаках полосы сдвига.

Список литературы

1. Кашенко М. П., Чащина В.Г., Семеновых А.Г. Кристонная модель формирования полос сдвига в кубических кристаллах с кристаллографической ориентировкой границ общего типа // Физ. мезомеханика. 2003. Т.6, Вып.1, С.1-28.
2. Hutchinson J.W., Tvergaard V. Shear band formation in plane strain // Int. J. Solids Structures. 1981. V.17, P. 451-470.
3. Harren S.V., Deve H.E., Asaro R.J. Shear band formation in plane strain compression // Acta metall. 1988. V. 36, № 9, P. 2435-2480.
4. Zisman A.A., Rybin V.V. Basic configuration of interfacial and junction defects induced in a polycrystal by deformation of grains // Acta metall. 1996. V. 44, № 1, P. 403-407.

К ВОПРОСУ ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

В.В. Ветер, В.И. Бетехтин

ЛГТУ, Липецк, Россия,
ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
nis@stu.lipetsk.ru; vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru

Явление неоднородности состава и свойств наблюдается при горячей и холодной прокатке, как в валках, так и в прокатываемой полосе. Эти эффекты носят вполне закономерный характер, т.к. при прокатке происходит интенсивная деформация металла, часто превышающая предел текучести материала. При этом существенно изменяется химический состав, плотность дефектов, имеет место аномальный массоперенос примесей, легирующих элементов и газов на большие расстояния, приводящие к неоднородному их распределению, как по концентрации, так и по фазовому составу, увеличению энергоёмкости и значительному снижению плотности металлической матрицы. По нашему мнению, дислокационные структуры склонны образовываться при определённой плотности материала, а возможно они, так же, как и газы, уменьшают плотность матрицы, если предположить, что это линейные пустотные образования, несущие, тем не менее, значительный энергетический заряд. На рис. 1 представлен график изменения плотности и микротвёрдости по глубине рабочего валка при работе в стане 4 часа. Измерения проводились в ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН. При работе опорного валка в течение 240 часов эти изменения имеют большие величины.

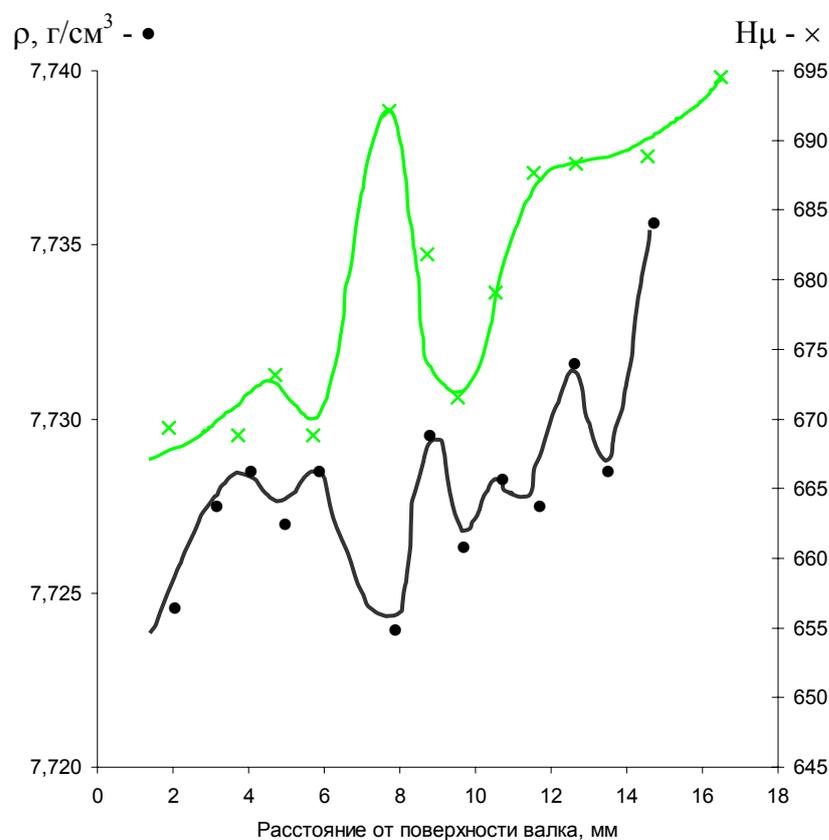


Рис. 1. Распределение плотности и микротвёрдости по глубине валка (материал 60Х2СМФШ)

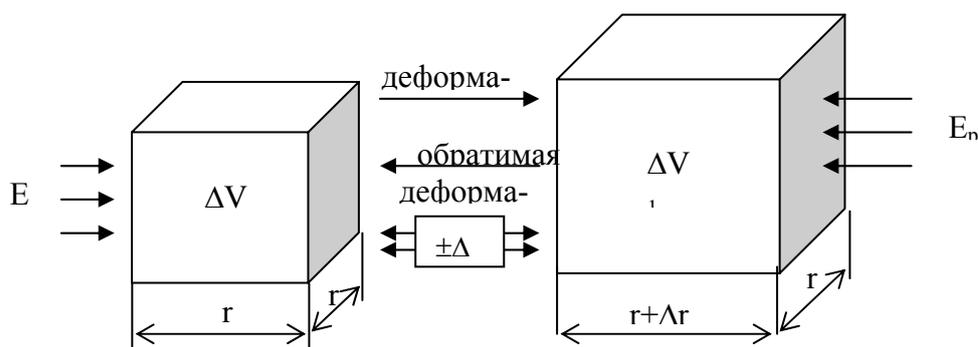
Количество газов в поверхностном слое соответствует значениям 0,0517 O₂ % и 0,01 N₂ %, при исходном содержании (до деформации) 0,005 O₂ % и 0,008 N₂ % соответственно.

Аналогичные процессы происходят и в полосе, но так как при прокатке она испытывает гораздо меньшее число циклов напряжений, то, соответственно, насыщение газами и другие характеристики менее заметны. Так, в полосе динамной стали среднее содержание азота в поверхностном слое составляет 0,00842 %, а в исходном состоянии 0,0074 % и т.д.

В поверхностных слоях в процессе эксплуатации диффузия упрочняющих легирующих элементов повышает их содержание в 1,5-1,7 раза в сравнении с исходным состоянием. Отметим также, что вдоль бочки валка также наблюдается неравномерность в плотности и химическом составе.

На рис. 2 представлена схема изменения баланса массы (объёма) на 2-х мерной модели и обратимость при инициирующей энергии релаксации. Характер изменения межплоскостных расстояний по образующей и глубине наклёпанного слоя и обусловленные этим колебания напряжений (микротвёрдости) и плотности свидетельствуют о формировании в процессе прокатки полосы в поверхностном слое валка зон из чередующихся областей с различными механическими и физическими свойствами. Это, по-видимому, и есть проявление способности систем к самоорганизации в ходе неравновесных процессов при некотором значении потока энергии извне. При этом плотность может служить интегральной характеристикой проявления самоорганизующих процессов, т.к. она опосредованно отражает состояние вещества, организацию частиц и меру беспорядка.

Второй закон термодинамики допускает уменьшение энтропии в части системы до тех пор, пока в других её частях наблюдается компенсирующее уменьшения энтропии, что и наблюдается в нашем случае при обмене материи с энергией окружающей среды. Нестабильность динамической системы приводит к флуктуациям плотности, энергии, химсостава и других характеристик, изучение которых даёт новое направление к прогнозированию работы сложных систем, и представляет собой теорию эволюции открытых термодинамических неравновесных нелинейных динамических образований, обладающих в то же время обратной связью. Существующая квазистационарность наблюдается при условии постоянного обмена веществом, энергией и информацией и имеет тенденцию к насыщению, остановке и схлопыванию. При этом, как было замечено в ходе экспериментов, величина $E_{\text{общ}} \times m \approx \text{Const}$, что требует дополнительных доказательных исследований.



E_d – энергия деформации;

E_p – энергия релаксации;

ΔU – изменение внутренней энергии

Рис. 2. Схема изменения баланса массы (объёма) при пластическом деформировании (на 2-х мерной модели) и обратимой деформации

CREEP OF METALS: DEVELOPMENT AND ESTIMATION OF INTERGRANULAR POROSITY

A.G.Kadomtsev¹⁾, V.I.Betekhtin¹⁾, I.Saxl²⁾ and V.Sklenička³⁾

¹⁾RAS, A.F.Ioffe Physical-Technical Institute, 194021 St.Petersburg, Russia

²⁾ASCR, Mathematical Institute, CZ-115 67 Prague, Czech Republic

³⁾ASCR, Institute of Physics of Material, CZ-616 62 Brno, Czech Republic

vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru

At temperatures between one-third and two-thirds of the melting point, and at low imposed stress, the failure of metals and alloys by creep can involve diverse phenomena which are frequently traced to the presence of grain boundaries. Typical effects include the nucleation and growth of intergranular cavities and/or microcracks and a premature loss of ductility. Thus, creep intergranular porosity constitutes one of the most complex topics, because intergranular cavitation and fracture in general are a consequence of the joint action of creep deformation and diffusional processes, and/or environmental corrosion [1].

It is generally believed that cavities are nucleated due to grain boundary sliding (GBS) at geometrical irregularities (suitable types of inclusion particles are frequently considered) on grain boundaries, where high local stress concentrations could develop [2,3]. The analysis of this problem indicates that typical stresses of the order $E/100$ (E is Young's modulus) are required to nucleate a cavity. From this it is clear that the applied stress alone is insufficient to nucleate cavities. Of course, the rate of grain boundary sliding must be high enough for the local stress concentration on an intergranular particle not to be reduced or fully relaxed by power-law creep (plasticity), diffusional creep or both these processes before cavity embryo reaches a critical size. However, the necessary stress conditions on intergranular particles can also be developed due to interaction of slip bands with these particles without any participation of GBS. At present, cavity growth processes are understood much better than process of cavity nucleation. There are two limiting kinds of cavity growth in creep: unconstrained and constrained cavity growth. Cavities can grow by various combinations of such processes as grain boundary diffusion, surface diffusion and power law creep.

The creep intergranular porosity depends strongly on material and loading conditions; in some creep resistant materials cavities appear already in early stages in loading, whereas others cavitate in an observable amount only towards the end of their creep life. Nevertheless, some features of cavity accumulation are common to all situations and involve the nucleation of cavities, their growth and linking to form cracks, and the eventual propagation of these intergranular cracks to final fracture. Consequently, the estimation of the degree of creep porosity should be the starting point of any remnant life assessment route and/or creep life extension by elimination of creep intergranular porosity using rejuvenation treatments, at first, high hydrostatic pressure [4,5].

The standard metallographic procedures used to estimate the degree of cavitation consist in the examination of 2D planar or 1D line sections. In the case of an isotropic stationary spatial distribution of cavities, no additional assumptions concerning the cavity shape are necessary if only the estimates of cavity volume fraction V_V and of cavity area fraction in the grain boundaries A_{GB} are required. By the basic stereological relations, $[V_V]=A_A$ and $[A_{GB}]=L_{L(GB)}$, where $[]$ denotes an estimator, A_A is the area fraction of cavity sections in the section plane, $L_{L(GB)}$ is the lineal fraction of cavity chords on the grain boundary traces playing the role of a random 1D test system in the multiconnected grain boundary surface. In order to remove the possible bias of the ratio estimator $L_{L(GB)}$, the total lengths of cavity chords $L_{A(C)}$ and grain boundary traces $L_{A(GB)}$ per unit area can be

estimated independently; then $[A_{GB}] = [L_{A(C)}] / [L_{A(GB)}]$. Unfortunately, if the process of cavity growth is stress assisted, cavities are preferably formed on the grain facets suitably oriented with respect to the loading force and, moreover, their intensity λ (the mean number of cavities per unit volume) need not be stationary. Consequently, the area fraction $(A_{GB})^C$ of cavity sections in the cavitated facets will exceed A_{GB} considerably. A reliable estimate of the relative proportion of cavitated facets from planar sections is very difficult if not impossible; the values between 0.3 and 0.5 can be expected and the final stage of fracture process - the propagation of the main fissure - takes place at rather low value of A_{GB} . An appreciable non-stationarity of the cavity spatial arrangement can be characterised by the estimation being carried out in a sequence of narrow strips perpendicular to the maximum intensity gradient.

Frequently, a preferred cavitation takes place on the grain boundary junctions (cell edges). Its estimation is again possible by the estimator $[L_{GBJ(C)}] = N_{A(C)} / N_{A(TP)}$, where $N_{A(TP)}$ and $N_{A(C)}$ are the area intensities of triple points in the section plane and of triple points lying in the cavity sections, respectively.

Assuming that particles are oblate spheroids with random axes ratios $0 \leq e \leq 1$ and equatorial circles of random diameter d lying in the grain boundary facets, the cavity population can be described in a greater detail [6,7]. In particular, the intensity λ as well as the mean values E_d and E_e can be estimated. Another acceptable shape assumption is that cavities are random spherical lenses. The estimation procedures are described in [8].

In order to test the estimation procedures, the computer simulation is very helpful. The polycrystalline grain structure is simulated as a suitable spatial tessellation, cavities of prescribed shape are implanted in the cell faces and the 3D model is then sectioned by random planes. The areal and lineal fractions induced by cavity profiles in the section plane and by chords on the grain boundary traces can be evaluated either computationally or manually on the computer produced images and compared with the true simulated values [9].

The influence of pressure on pores also was investigated as experimentally, and with the help of analytical and numerical methods.

References:

1. Sklenička, V. (1997) *Mat. Sci. Eng.*, **234A**, pp. 30-36.
2. Sklenička, V. (1996a) in *Mechanical Behaviour of Materials at High Temperatures*, eds. C. Moura Branco and V. Sklenička, Kluwer Academic Publisher, Dordrecht, pp. 43-58.
3. Sklenička, V. (1996b) *ibid.*, pp. 83-92.
4. Sklenička, V., Kuchařová, K., Betekhtin, V.I., Kadomtsev, A.G. and Petrov, A.I. (1991) *Scripta Metal. Mater.*, **25**, pp. 2159-2164.
5. Sklenička, V., Betekhtin, V.I., Kuchařová, K. (1995) *ICM7, Proc. 7th Int. Conference on Mechanical Behaviour of Materials*, ed. A. Bakker,ESIS, The Hague, pp. 344-345.
6. Saxl, I., Ma, Y., Sklenička, V. and Langdon, T. (1996a) *Creep Resistant Metallic Materials, Proc. IXth Int. Symposium, Hradec n. O., VÍTKOVICE a.s., Ostrava*, pp. 131-141.
7. Saxl, I., Sklenička, V. and Kunz, L. (1996b) *MC95, Proc. Int. Metallograph. Conf., Colmar 1995, ASM International, Materials Park OH*, pp. 65-70
8. Horálek, V. (1989) *Apl. Mat.*, **34**, pp. 303-317.
9. Saxl, I., Ponížil, P. and Sülleiová, K. (2003) *Stereology and simulation of heterogeneous crystalline media. Int. J. of Materials & Product technology* **18**, No. 1/2 (in press)

СИНЕРГЕТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ В ТЕОРИИ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

А.К. Емалетдинов

Уфимский государственный институт сервиса, Россия

emaletd@mail.ru

В настоящее время разрабатывается подход к процессу разрушения и долговечности конденсированных сред на основе неравновесной термодинамики, синергетики и теории фракталов. Установлено, что кинетика процесса разрушения включает стадии: «взрывообразного» зарождения микротрещин уже на пределе текучести, образование и рост макротрещины. Обсуждается состояние вопроса в области физики зарождения микротрещин. Подчеркивается, что он может решаться в рамках синергетического подхода. Показано, что образование микротрещин представляет собой процесс самоорганизации неравновесной фононной системы деформируемого кристалла и возникновение коллективных мод движения в кинетике фононной системы. Процесс зарождения протекает по типу кинетического перехода и может быть описан в рамках формализма Гинзбурга - Ландау. В нагруженной решетке распределение флуктуаций в фононной подсистеме кристалла перестает быть Гауссовым. Вблизи критической точки возникают длинноволновые корреляции макроскопических флуктуаций, отвечающие коллективному движению групп атомов и подчиняющие себе атомную структуру. Образование таких критических мод представляет зарождение микротрещины. Время зарождения определяется временем накопления упругой энергии в критической фононном пакете до величины собственной упругой энергии микротрещины. Сформулированы силовые и энергетические условия гомогенного зарождения микротрещины. Построена система уравнений кинетики фононов, критической моды. Полученные выражения для времени зарождения, силовых и энергетических условий образования микротрещины обобщают имеющиеся микроскопические оценочные выражения.

Как известно, кинетика развития микротрещин и их слияния в магистральную критическую трещину определяют пластичность материалов. Общее термодинамическое соотношение показывает, что разрушение наступает, когда скорость производства энтропии, благодаря слиянию микротрещин, превысит скорость производства энтропии от других диссипативных деформационных процессов (вакансионных, дислокационных и др.).
$$P_l^T = dS_p^{(T)} / dt = \sigma_{ij}^* \cdot \Delta \dot{\epsilon}_{ij}^{(T)} / T \leq \sum_i \sigma_{jk} \dot{\epsilon}_{jk}^{(i)} / T, (l = 1, 2, \dots).$$

Обсуждаются возможности исследования задач самоорганизации ансамбля микротрещин квантово-механическими, микроскопическими и термодинамическими методами. Показано, что общий синергетический подход должен основываться на системе уравнений кинетики вакансий, дислокаций, микротрещин и др. дефектов. Появление бифуркации решений кинетических уравнений при критических значениях параметров: напряжений, плотности дефектов, микротрещин, температуры будет описывать зарождение макротрещины и определять пластичность материала. Например, пластичность δ_c находится из уравнения
$$\sigma_{ij}^* \cdot \Delta \dot{\epsilon}_{ij}^{(T)}(\delta_c, T_0) = \sum_i \sigma_{jk} \dot{\epsilon}_{jk}^{(i)}(\delta_c, T_0),$$

температура вязко-хрупкого перехода $T_C : \sigma_{ij}^* \cdot \Delta \dot{\epsilon}_{ij}^{(T)}(0, T_C) = \sum_i \sigma_{jk} \dot{\epsilon}_{jk}^{(i)}(0, T_C).$ Записана

система уравнений кинетики дефектов при сверхпластической деформации. Показано, что при сверхпластичности не возникает критической плотности микротрещин, когда возможно образование макротрещины. Поэтому сверхпластичность определяется полным геометрическим истощением поперечного размера образца.

ЛИНЕЙНЫЕ ДЕФЕКТЫ И ЗАНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧНОСТИ АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ

А.К. Емалетдинов, Р.Л. Нуруллаев

Уфимский государственный институт сервиса, Россия
emaletd@mail.ru

Аморфные материалы являются перспективными конструкционными материалами, обладающими уникальными физико-механическими свойствами. Для объяснения экспериментальных данных по пластическим характеристикам были предложены различные теоретические модели, из которых, в настоящее время, наиболее предпочтительны модель тетраэдрической плотной упаковки и кинетики дислокаций Сомилианы.

Для описания дефектов аморфной структуры предложена модифицированная модель Френкеля - Конторовой с квазипериодическим потенциалом, описывающим аморфную структуру с ближним порядком. Анализ решений динамического уравнения показал, что стационарные стабильные дислокации в таких материалах не существуют, возможны только движущиеся неустойчивые солитоноподобные дефекты (квазидислокации), двигающиеся в виде периодических ансамблей. Вектор Бюргерса таких квазидислокаций осциллирует в квазипериодическом атомном потенциале, поэтому их можно рассматривать как дислокации Сомилианы. Вычисленные напряжения квазидислокаций являются короткодействующими, экспоненциально затухающими, в отличие от решеточных дислокаций. Отсутствие статичных квазидислокаций и близкодействующий характер поля напряжения не противоречат структурным данным.

Проявляемые аморфным материалом пластические и прочностные свойства зависят от внутренних напряжений, создаваемых ансамблями дислокаций. Получено выражение для верхней оценки плотности дислокаций Сомилианы с короткодействующими напряжениями. Записаны выражения для полей внутренних напряжений различных ансамблей дефектов. Вычисленные внутренние напряжения от ансамбля квазидислокаций имеют порядок $\sigma_i \leq 10^{-6} \mu$, где μ - модуль сдвига, что хорошо согласуется с отсутствием упрочнения на кривых деформирования аморфных материалов. Как следует из структурных данных, единственным механизмом зарождения квазидислокаций в аморфных материалах может быть гомогенный. Для зарождения квазидислокаций с помощью гомогенного механизма требуются высокие напряжения $\sigma_T \approx 2 \cdot 10^{-2} \mu$, хорошо коррелирующие с пределом текучести аморфных металлов. Движение периодических пакетов квазидислокаций объясняет локализацию и периодичность величины деформации в полосах сдвига таких материалов. С помощью соотношения Орована для скорости деформации в полосе сдвига записана система уравнений кинетики квазидислокаций и деформирования образца в машине. Путем решения системы уравнений проведено моделирование скачков напряжений на кривой деформирования, что наблюдается в эксперименте.

Численный расчет упругой энергии квазидислокаций показал, что она более чем на два порядка меньше чем упругая энергия решеточных дислокаций. Моделирование показало, что малая упругая энергия квазидислокаций приводит к небольшой величине запасенной латентной энергии. Этот результат объясняет маленькую экспериментальную величину запасенной латентной энергии $\sim 4\%$ от работы деформации в таких материалах.

УПРУГИЕ ПОЛЯ ДИСЛОКАЦИЙ И ОСОБЕННОСТИ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

А.К. Емалетдинов, Р.Л. Нуруллаев

Уфимский государственный институт сервиса, Россия

emaletd@mail.ru

Конструкционные материалы обычно являются поликристаллами, поэтому их механические свойства во многом определяются дефектами и поведением границ зерен. Важную роль в пластической и особенно сверхпластической деформации ультрамелкозернистых и наноструктурных материалов играет зернограничное проскальзывание, которое обеспечивается кинетикой зернограничных дислокаций. Для объяснения экспериментальных данных по зернограничному проскальзыванию были предложены геометрические модели зернограничных дислокаций.

В модифицированной модели Френкеля-Конторовой проведено численное исследование полей упругих смещений линейных дефектов в границах зерен. Записано модифицированное уравнение динамики атомных смещений с различными потенциальными рельефами, описывающими малоугловые, специальные и обычные границы. Установлено, что в решении для упругих смещений специальных границ возникают стабильные зернограничные дислокации, имеющие вектор Бюргерса, равный периоду локальных минимумов в зернограничном атомном потенциале. В произвольной большеугловой границе (квазипериодический потенциал) стационарные зернограничные дислокации не существуют. Общее решение для поля смещений выражается кноидальной волной, которая может распадаться на цуг квазидислокаций (неустойчивых солитоноподобных дефектов - дислокаций Сомилианы). Проведено исследование полей упругих напряжений квазидислокаций. Принципиально новое поведение вычисленного тензора напряжений квазидислокации заключается в экспоненциальном спаде напряжений от ядра квазидислокации, в отличие от решеточной дислокации, обладающей дальнедействующими собственными напряжениями. Расчет показал, что собственная упругая энергия квазидислокаций почти на два порядка меньше чем упругая энергия решеточных дислокаций.

Проведено численное моделирование системы уравнений кинетики зернограничных квазидислокаций, описывающей зернограничное проскальзывание. Скорость проскальзывания описывается формулой типа Орована, а скорость квазидислокаций должна лимитироваться переползанием со ступеньками. Показано, что скорость «чистого» зернограничного проскальзывания является линейной функцией приложенных напряжений, т.е. коэффициент скоростной чувствительности равен 1, что хорошо согласуется с экспериментальными данными по «чистому» зернограничному проскальзыванию бикристаллов. Оценка скорости и плотности квазидислокаций по экспериментальной скорости проскальзывания дает разумные значения. Кноидальные волны из квазидислокаций объясняют неравномерность «чистого» проскальзывания вдоль границы. Исследован процесс диссоциации (спридинга) решеточной дислокации, вошедшей в ансамбль квазидислокаций, оценено время диссоциации. Моделирование скорости проскальзывания, стимулированного решеточными дислокациями, показало, что она немонотонно зависит от плотности квазидислокаций. Существует оптимальная плотность, когда скорость «стимулированного» проскальзывания максимальна. При увеличении плотности квазидислокаций диссоциации решеточных дислокаций не происходит, что является причиной уменьшения скорости проскальзывания, наблюдаемого в эксперименте. Полученные результаты позволяют объяснить некоторые особенности сверхпластической деформации ультрамелкозернистых материалов.

ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В УСЛОВИЯХ РЕАКТОРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ

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

Петербургский институт ядерной физики РАН, Гатчина, Россия
** НИИ математики и механики СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия*
spb@smel.math.spbu.ru

Применение уникальных свойств сплавов с памятью формы в различных областях науки и техники определяет возможность реализации принципиально новых инженерных решений ряда сложных технических проблем. В частности такие сплавы могут быть эффективно использованы при разработке атомных и термоядерных реакторов, например, в устройствах запорной арматуры, при соединении трубопроводов и других частей реакторов, в узлах аварийной защиты и сигнализации. Однако этап технического применения предполагает наличие знаний о закономерностях изменения кинетики мартенситных превращений в условиях нейтронной радиации, а также о физических механизмах, формирующих свойства и структуру облучаемых материалов с эффектом памяти формы. Наиболее важную информацию на этот счет дают исследования, выполняемые непосредственно в процессе облучения.

Целью настоящей работы явилось внутриреакторное изучение мартенситных превращений и особенностей кинетики радиационного повреждения облучаемых сплавов TiNi и Cu-Al-Ni. Использовали метод измерения электросопротивления, поскольку он является чувствительным как по отношению к радиационным дефектам кристаллической решетки, так и к мартенситным фазовым переходам в кристаллах. Облучение производили в низкотемпературной гелиевой петле реактора ВВР-М Петербургского института ядерной физики РАН при различных температурах.

Установлено, что электросопротивление сплава TiNi возрастает прямо пропорционально флюенсу быстрых нейтронов. При прочих равных условиях скорость роста сопротивления в мартенситном состоянии в 3-4 раза больше, чем в аустенитном. Такое поведение обусловлено как различным вкладом в электросопротивление радиационных дефектов, так и дроблением полидоменной структуры мартенсита при облучении.

Характеристические температуры мартенситных переходов в сплаве TiNi снижаются с нарастанием флюенса по закону $\Delta T_{ph} = d[\exp(-\Phi/\Phi_0) - 1]$, где ΔT_{ph} – приращение температуры, соответствующей структурному превращению; Φ – флюенс нейтронов; d и Φ_0 – константы. Температурный гистерезис превращения увеличивается. Эти закономерности выявляются при облучении как в мартенситном, так и в аустенитном состояниях сплава. Определены константы эмпирического уравнения для прямых и обратных структурных переходов $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19$ в сплаве TiNi.

Кратковременное повышение температуры образцов, облученных флюенсом $7 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$, приводит к возврату электросопротивления и температурной кинетики мартенситных превращений. Процесс восстановления электросопротивления при отжиге удовлетворительно описывается кинетическим уравнением второго порядка с энергией активации 0,65 эВ. Это значение соответствует энергии миграции одиночных вакансий в сплаве TiNi.

Изменение температурной кинетики превращений в сплаве TiNi при облучении и последующем отжиге связано с изменением степени дальнего порядка S упорядо-

ченного твердого раствора. Эволюцию степени дальнего порядка предложено описывать уравнением $dS/dt = a(S_{\infty} - S)I + b(S_0 - S)^2 \exp(-U/kT)$, где t – время; T – температура; S_{∞} и S_0 – параметр дальнего порядка при флюенсе $\Phi \rightarrow \infty$ и при $\Phi = 0$, соответственно; I – плотность потока нейтронов; U – энергия активации отжига радиационных повреждений. Исследованы свойства решений уравнения при различных температурно-временных режимах облучения.

Установлено, что в области малых флюенсов быстрых нейтронов ($< 6 \cdot 10^{18} \text{ см}^{-2}$) электросопротивление сплава Cu-Al-Ni растет линейно с увеличением флюенса. Скорость увеличения сопротивления существенно зависит от структурного состояния материала: в аустенитном состоянии она более, чем в пять раз меньше по сравнению с мартенситным.

После облучения в двухфазном или мартенситном состоянии имеет место значительное (на 25-30 К) повышение температур обратного превращения «мартенсит→аустенит». Такое повышение наблюдается лишь однократно только в процессе первого нагревания, следующего непосредственно за изотермическим облучением. При последующих термических циклах мартенситный переход происходит при меньших температурах, и с ростом флюенса гистерезисная температурная зависимость смещается в направлении низких температур. Таким образом, действие радиации приводит к устойчивому уменьшению критических температур превращения в сплаве Cu-Al-Ni и к однократному (неустойчивому) возрастанию температур обратного превращения. Первый из этих эффектов обусловлен разупорядочением кристаллической решетки при реакторном облучении, аналогично тому, что наблюдается в сплавах на основе TiNi. Однократный же эффект связан с нарушением когерентности межфазных и междоменных границ в ходе облучения. Неустойчивость наблюдаемого явления при повторяющихся термических циклах объясняется исчезновением некогерентных границ после нагрева. Специальные эксперименты подтверждают это предположение.

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ОБРАЗОВАНИЕ И ПОДВИЖНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ В КРЕМНИИ

А.А. Скворцов, А.А. Соловьев, Е.Н. Инкина

Ульяновский государственный университет, Россия

scvor@sv.uven.ru

К настоящему времени убедительно установлено влияние магнитного поля ($B \sim 1$ Тл) на пластичность ионных кристаллов, металлов и полупроводников [1-3]. Объясняя физику воздействия энергетически слабого магнитного поля (МП) на динамику дислокационной структуры, большинство исследователей склоняется к модели спинзависимых реакций [1,2] (хотя существует и иное мнение [4]), суть которой сводится к магнитостимулированной эволюции электронных спинов примесных центров и снятию спинового запрета на определенные электронные переходы. Это отражается на изменении скорости перемещения линейных дефектов, как в поле внутренних напряжений кристалла, так и в поле внешних сил [1-3].

Несмотря на убедительность экспериментальной информации по этой тематике, многие вопросы магнитостимулированной динамики дислокаций остаются нерассмотренными. Так, практически не изучены образование и подвижность дислокационных сегментов в элементарных полупроводниках после выдержки образцов в МП. Отсутствуют систематические исследования кинетических и полевых зависимостей дислокационных пробегов в элементарных полупроводниках, подвергнутых обработке магнитным полем. Анализ этих вопросов и посвящена представленная работа.

Опыты проводились на легированных фосфором ($0.5 \Omega \cdot \text{см}$) или бором ($0.07 - 10 \Omega \cdot \text{см}$) кремниевых пластинах с кристаллографической ориентацией [111] и [100]. Вначале полированная поверхность образца скрайбировалась алмазным индентором с фиксированной нагрузкой $P = 0.8 \text{ Н}$, после чего осуществлялась его обработка в магнитном поле между полюсами электромагнита ($B \leq 1 \text{ Т}$). При этом вектор магнитной индукции лежал в плоскости пластины и был всегда перпендикулярен нанесенным царапинам. Продолжительность обработки t_B в МП варьировалась в диапазоне 30...2800 с. Через 3 минуты после окончания магнитного воздействия осуществлялась пластическая деформация образцов растягивающими напряжениями (до 60 МПа), создаваемыми четырехпорным изгибом, при температуре 950 К. Анализ пробегов дислокационных сегментов осуществлялся методом селективного травления [5].

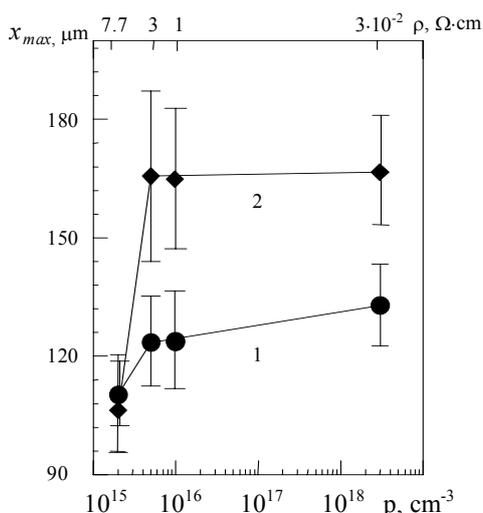


Рис.1. Зависимость пробега головных дислокаций от уровня легирования кремния ρ -типа: **1** - без обработки в МП; **2** - обработка в течении 20 минут в МП с индукцией 1 Т перед деформированием.

Результаты исследований показали, что предварительная обработка пластин в магнитном поле активизирует дислокации, способствуя более быстрому их перемещению в кристалле. Эффективность этого воздействия сохраняется не менее 3 суток, по истечении которых подвижность дислокаций резко замедляется, стремясь к значениям исходных образцов, ещё не подвергшихся магнитной обработке. Более того, чувствительность кристалла к МП увеличивается по мере роста концентрации примеси (рис.1) и достигает максимально-

деформированием.

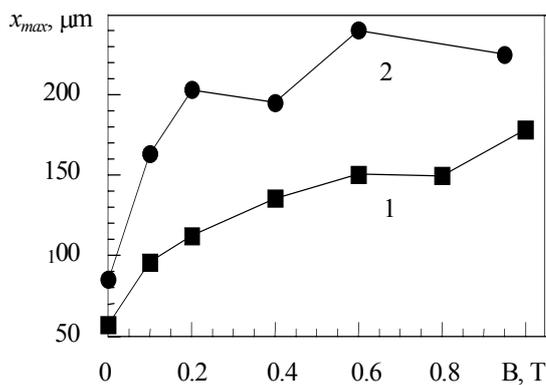


Рис.2. Зависимость пробегов фронтальных дислокаций от индукции магнитного поля: **1** – p-Si (1.0 Ω·cm), 60 МПа; **2** – n-Si (2.0 Ω·cm), 75 МПа.

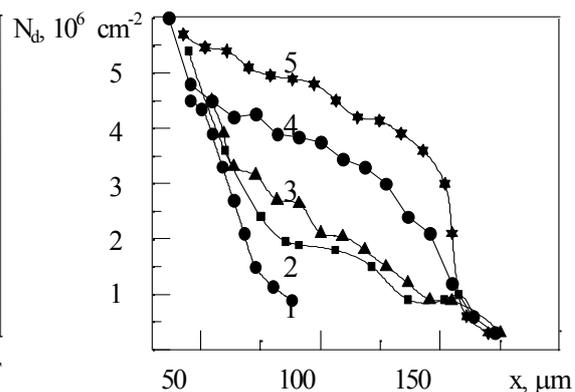


Рис.3. Распределение дислокационных ямок травления около царапины после отжига пластин, подвергнутых обработке магнитным полем ($B=1$ Т): 1-0 с; 2-300 с; 3-1200 с; 4-1800 с, 5-2800 с.

го значения в образцах с удельным сопротивлением ~ 1 Ω·см, что указывает на ключевую роль примеси в магниточувствительных процессах. Необходимо отметить, что наибольшие изменения пробегов дислокаций (dx/dB) происходят при малых $B < 0.4$ Т (рис.2). Наряду с этим отчетливо фиксируется изменение количества подвижных дефектов в области концентратора напряжений при изменении времени предобработки в магнитном поле (рис.3).

Таким образом, в работе зафиксировано увеличение подвижности головных дислокаций в донорном и акцепторном кремнии после обработки кристаллов в магнитном поле с индукцией до 1 Т. Обнаружено изменение числа подвижных дислокаций в области концентратора напряжений при увеличении времени магнитной обработки.

Список литературы

1. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Петржик Е.А. "In situ" изучение магнитопластического эффекта в кристаллах NaCl методом непрерывного травления. // ФТТ. 1991. Т.33. Вып.10. С.3001-3010.
2. Головин Ю.И., Моргунов Р.Б. Влияние Магнитного поля на структурно-чувствительные свойства реальных диамагнитных кристаллов. //Материаловедение. 2000. №3-6.
3. Солошенко И.И., Золотарев А.Ф. О влиянии многократной знакопеременной деформации в магнитном поле на дислокационную структуру и внутреннее трение кремния. В сб. Механизмы внутреннего трения в полупроводниковых и металлических материалах. М.: Наука. 1972. 171 с.
4. Закревский В.А., Пахотин В.А., Шульдинер А.В. О возможном влиянии магнитного поля на разрыв механически нагруженных крвалентных химических связей. //ФТТ. 2002. Т.44. Вып.11. С.1990-1993.
5. Скворцов А.А., Орлов А.М., Гончар Л.И. Влияние слабого магнитного поля на подвижность дислокаций в кремнии. //ЖЭТФ. 2001. Т.120. Вып.1(7). С.134-138.

СПИНОВАЯ МИКРОМЕХАНИКА: РАДИО- И ОПТИЧЕСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ АКТОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Р.Б.Моргунов, С.З.Шмурак, А.А.Баскаков, Б.К.Пономарев, В.И.Кулаков,
Л.Р.Дунин-Барковский

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

Недавнее обнаружение магнитоэластических эффектов в ионных кристаллах и верификация спин-зависимых механизмов влияния магнитного поля на их механические свойства открыли новую страницу в физике пластичности. Вслед за фотоэластическим эффектом, стимулировавшим исследование и обсуждение механических свойств кристаллов на электронном уровне рассмотрения, усилиями нескольких исследовательских коллективов была обнаружена возможность экспериментального выделения роли спинов дефектов в формировании механических свойств кристаллов. Наличие этой взаимосвязи между фундаментальными характеристиками микрочастиц и макроскопическими механическими свойствами твердых тел позволяет относить полученные экспериментальные результаты к новой фундаментальной области физики пластической деформации – спиновой микромеханике. Главной нерешенной проблемой в этой области является отсутствие детальной информации о физических и химических свойствах дефектов, принимающих участие в спин-зависимых химических реакциях и влияющих на пластичность кристаллов в магнитном поле. Это затрудняет построение адекватных физических моделей и препятствует устранению ряда противоречий. Получение информации об атомарной и электронной структуре дефектов, ответственных за магнитоэластический эффект, одними лишь методами физики пластичности весьма затруднительно.

Нашим коллективом получены данные об одновременном влиянии магнитного поля на пластичность и спектры фотолюминесценции в процессе спин-зависимой агрегации редкоземельной примеси в кристаллах NaCl:Eu. Это открывает новые возможности для установления полной цепи событий от переориентации спинов до изменения макроэластических и оптических характеристик кристаллов в магнитном поле. Установлено, что изменение спектров необратимо и наблюдается после закаливания кристаллов на ранних стадиях образования малоатомных метастабильных комплексов, содержащих примесно-вакансионные диполи $\text{Eu}^{2+}\text{-V}$. Выявлены корреляции во времени между возникновением магнитоэластического эффекта и изменением оптических кристаллов в магнитном поле.

Экспериментально исследованы вариации спектров ЭПР после закаливания ионных кристаллов. Установлено, что магниточувствительные комплексы точечных дефектов возникают на такой стадии агрегирования примесно-вакансионных диполей, когда число последних временно стабилизируется. Это подтверждает сделанные ранее выводы о внутрицентральной природе магнитостимулированных процессов и свидетельствует о том, что под действием магнитного поля происходит перестройка структуры промежуточных неустойчивых конфигураций этих дефектов.

В кристаллах NaCl:Eu обнаружен магнитоэластический эффект, не требующий предварительного термического возбуждения подсистемы точечных дефектов. Установлено, что макроэластическое деформирование кристаллов, содержащих преципитаты EuCl_2 , приводит к перераспределению интенсивностей фотолюминесценции различных комплексов примеси. При этом изменяются интенсивности полос, на-

блюдавшихся до пластического деформирования, и появляются новые полосы люминесценции. Установлено, что эти изменения сопровождаются уменьшением доли преципитатов EuCl_2 в пользу малоатомных комплексов примесно-вакансионных диполей, часть которых оказывается нестабильной и чувствительной к наличию магнитного поля. Другими словами - в результате пластического деформирования происходит генерация малоатомных неравновесных дефектов, чувствительных к действию магнитного поля. Пути их последующей агрегации отличаются от тех, которые имеют место в кристаллах, не подвергавшихся действию магнитного поля.

Полученные результаты могут быть применены для объяснения природы магнитопластического эффекта в кристаллах, не подвергавшихся предварительной термообработке. Кроме того, полученные экспериментальные данные обладают определенной общностью с такими группами явлений как образование малоатомных кластеров и зародышей роста различных нано- и микрообъектов (нанотрубки, преципитаты и выделения второй фазы в люминофорах и материалах электронной техники и т.п.). Наконец, возможность управления спин-зависимыми стадиями процесса агрегирования примеси с помощью МП расширяет спектр нетермических методов изменения атомарной структуры дефектов и соответствующих структурночувствительных свойств кристаллов. Последнее имеет особое значение, например, для понимания физических процессов в диэлектриках, легированных Eu^{2+} , которые находят все более широкие технические применения в качестве элементов оптических сенсоров и дозиметров

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проект № 02-15-99302).

РОЛЬ ДЕФЕКТОВ СТРУКТУРЫ В ФОРМИРОВАНИИ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МОЛЕКУЛЯРНЫХ МАГНЕТИКОВ И СВЕРХПРОВОДНИКОВ

Ю.А.Осипьян¹, Р.Б.Моргунов¹, А.А.Баскаков¹, И.А.Карпов¹, Л.Р.Дунин-Барковский,¹
В.И.Овчаренко², С.В.Фокин², Э.Б.Ягубский³, Т.Г.Прохорова³

¹Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия,

²Международный томографический центр СО РАН, Новосибирск, Россия,

³Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия,

morgunov@issp.ac.ru

Стремительное развитие новых возможностей целенаправленного конструирования атомной и электронной структуры молекулярных твердых тел (молекулярный дизайн) стимулировало создание огромного количества кристаллов с уникальными магнитными и электрическими свойствами. При исследовании новых классов таких кристаллов обычно тестируют одно или два физических свойства, а критерием успеха служит удовлетворительное значение заранее выбранного параметра (магнитный момент, электрическое сопротивление и т.п.). При этом вне поля зрения исследователей остаются многие другие физические свойства. В частности, дефекты структуры могут вносить определяющий вклад в формирование электрических и механических свойств, а также существенно влиять на кинетику роста и качество получившихся **реальных** кристаллов, их магнитные и многие другие свойства. Например, не исключено, что отсутствие сверхпроводимости в некоторых случаях может объясняться не ошибками в молекулярном дизайне, а избыточным количеством дефектов. Кроме того, парамагнитные дефекты структуры при наличии достаточной информации об их строении могут служить зондами для исследования магнитных свойств кристаллической решетки в тех случаях, когда не удается ввести зонды (метки) традиционными химическими методами. Наконец, в случае успеха в синтезе молекулярных магнетиков или сверхпроводников, используемых в любых практических целях, понадобится иметь ясные представления о возможностях их эксплуатации (механической обработки, твердости, упругости и др.). В настоящей работе были исследованы дефекты структуры в двух типах недавно синтезированных монокристаллов: в гетероспиновых кристаллах семейства $\text{Cu}(\text{hfac})_2\text{L}^{\text{R}}$ (где $\text{R} = \text{Me}, \text{Et}, \text{Pr}, \text{Pr}, \text{Bu}$) [1] и молекулярных сверхпроводниках $\beta''\text{-(BEDT-TTF)}_4\text{NH}_4[\text{Cr}(\text{C}_2\text{O}_4)_3]\cdot\text{DMF}$ [2].

В каждом из этих типов кристаллов методом химического травления были выявлены дефекты, зарождающиеся при пластической деформации (ими могут быть дислокации, микродвойники и т.п.). В монокристаллах $\text{Cu}(\text{hfac})_2\text{L}^{\text{R}}$ эти дефекты являются линейными, они смещаются при пластической деформации и образуют скопления в виде полос скольжения, лежащих в определенных кристаллографических направлениях. Эти признаки позволяют предполагать, что этими дефектами могут быть дислокации, что довольно необычно для полимерных кристаллов. Еще одним проявлением присутствия дислокаций в кристаллах этой серии является их влияние на рост и морфологию нитевидных кристаллов, спиралевидная форма которых, в принципе, позволяет оценивать вектор Бюргерса и другие характеристики. В кристаллах $\beta''\text{-(BEDT-TTF)}_4\text{NH}_4[\text{Cr}(\text{C}_2\text{O}_4)_3]\cdot\text{DMF}$ методом химического травления также были выявлены дефекты, возникающие в определенных кристаллографических направлениях вокруг отпечатка индентирования, независимо от его ориентации по отношению к кристаллографическим осям. По предварительным данным эти дефекты влияют на проводимость кристаллов.

Другая часть работы посвящена обнаружению и исследованию парамагнитных дефектов в обоих вышеназванных типах кристаллов. В монокристаллах $\text{Cu}(\text{hfac})_2\text{L}^{\text{R}}$ эти дефекты, по-видимому, являются обрывами полимерных цепей и дают существенный вклад в изменение эффективного магнитного момента образца при фазовом переходе. Обнаружено, что в этих кристаллах при $T = 220 \text{ K}$ происходит структурный фазовый переход, который сопровождается скачкообразным изменением микротвердости, размеров образца, а также параметров спектра ЭПР. При этом наблюдается значительное увеличение количества спинов, отвечающих парамагнитным дефектам, что свидетельствует о многочисленных разрывах полимерных цепей.

В кристаллах $\beta''\text{-(BEDT-TTF)}_4\text{NH}_4 [\text{Cr}(\text{C}_2\text{O}_4)_3]\cdot\text{DMF}$ имеется два типа парамагнитных дефектов, для которых наблюдается перераспределение соответствующих линий ЭПР при понижении температуры от 300 до 1.5 K [3]. Это дает возможность судить об изменениях уровня Ферми и причинах вариаций сопротивления этих слоистых молекулярных металлов. Таким образом, обнаруженные парамагнитные центры могут служить спиновыми метками для исследования магнитного состояния кристаллической решетки, поскольку их спектр ЭПР обладает высокой чувствительностью к изменениям структуры, межатомных расстояний и электронных свойств кристаллов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (проекты № 02-15-99302 и № 02-15-96703).

Список литературы

1. Ovcharenko V.I., Fokin S.V., Romanenko G.V., Shvedenkov Yu.G., Ikorskii V.N., Tretiakov E.V., Vasilevskii S.F., *Molecular Physics*, 2002, v.100, p.1300.
2. Prokhorova T.G., Khasanov S.S., Zorina L.V., Buravov L.I., Tkacheva V.A., Baskakov A.A., Morgunov R.B., Gener M., Canadell E., Shibaeva R.P., Yagubskii E.B., *Solid State Chemistry*, 2003, N 6, p.4536.
3. Yagubskii E.B., Prokhorova T.G., Baskakov A.A., Morgunov R.B., Dunin-Barkovskii L.R., Kato T., Tanimoto Y., *Abstracts of NATO advanced study: "Organic Conductors, Superconductors and Magnets : From Synthesis to Molecular Electronics"*, Greece, 2003.

АНАЛИТИЧЕСКОЕ ОПИСАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ КРИВЫХ В ПРИМЕСНЫХ ПОЛУПРОВОДНИКАХ

Б. В. Петухов

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия

petukhov@ns.crys.ras.ru

Известная модель Александра-Хаазена для описания пластической деформации полупроводниковых кристаллов развивается в двух направлениях. Во-первых, получено аналитическое решение уравнений модели, описывающее форму пика на деформационных кривых (зуба текучести) и изучены условия его существования. Уточнено описание нижнего предела текучести. Во-вторых, модель обобщена с учетом обусловленного примесями эффекта динамического старения дислокаций. Показано, что динамическое старение за счет собирания примесей в ядрах дислокаций приводит к их иммобилизации и упрочнению кристалла. Найдена концентрационная зависимость верхнего и нижнего пределов текучести.

Результаты расчета применяются для объяснения различия деформационного поведения кристаллов кремния, выращенных методом Чохральского и методом зонной плавки.

1. Б. В. Петухов. Аналитическое описание зуба текучести в модели Александра-Хаазена. Кристаллография, Т. 46. В. 5. С. 909-915 (2001).
2. Б. В. Петухов. Влияние динамического старения дислокаций на деформационное поведение примесных полупроводников. ФТП. Т. 36. В. 2. С. 129-133 (2002).

ПОГЛОЩЕНИЕ УЛЬТРАЗВУКА, УПРУГИЕ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ, ПРЕДНАЗНАЧЕННЫХ ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЙ В ЯДЕРНЫХ И ТЕРМОЯДЕРНЫХ РЕАКТОРАХ

Б.К. Кардашев¹, О.А. Плаксин², В.А. Степанов², В.М. Чернов³

¹Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, С.Петербург, Россия

²Физико-энергетический институт им. акад. А.А.Лейпунского, Обнинск, Россия

³НИИ неорганических материалов им. акад. А.А.Бочвара, Москва, Россия

B.Kardashev@pop.ioffe.rssi.ru

Акустические измерения в широком диапазоне амплитуд колебательной деформации весьма полезны при изучении структуры, микропластических, а в ряде случаев и макропластических свойств кристаллических твердых тел. В этом докладе будут представлены экспериментальные данные для некоторых конструкционных материалов, перспективных для различных применений в ядерных и будущих термоядерных установках. Среди них - металлические сплавы V-Ti-Cr и Cr-Ni-Mo, а также диэлектрик - пиролитический нитрид бора

Используя резонансный метод составного вибратора, работающего на частотах около 100 kHz, были выполнены три типа акустических измерений.

1) Изучались амплитудные зависимости логарифмического декремента δ и модуля Юнга E в широком (10^{-6} - $3 \cdot 10^{-4}$) диапазоне амплитуд колебательной деформации до и после облучения: образцы всех материалов облучались протонами с энергией около 8 MeV до доз порядка 10^{14} - 10^{15} p/cm²; облучение ванадиевых сплавов нейтронами было выполнено в реакторе БР-10 до дозы $5 \cdot 10^{21}$ n/cm² (энергия нейтронов > 0.1 MeV) в газообразной среде Ag (410⁰C) и в жидком Li (480⁰C).

2) Модуль Юнга E и декремент δ металлических сплавов измерялись в процессе облучения протонами (энергия 8 MeV, интенсивность до 10^4 Gy/s) и инфракрасным светом лазера (длина волны 1.06 μ m, интенсивность < 10^2 W/cm²) при постепенном ступенчатом увеличении и последующем уменьшении интенсивности облучения.

3) Для диэлектрического нитрида бора наряду с акустическими параметрами E и δ измерялась радиационно-индуцированная люминесценция, возникающая в процессе протонного облучения.

На основе современных представлений о процессах, происходящих в кристаллических твердых телах под облучением, проведен анализ механизмов, которые могут объяснить полученные экспериментальные данные. Наблюдаемые изменения E и δ могут быть вызваны эволюцией внутренних напряжений (радиационный отжиг), а также структурными изменениями плотности и подвижности дислокаций и точечных дефектов, имеющими место в образцах под воздействием облучения и/или пластической деформации. Обнаружено, что среда, в которой происходит облучение образцов, оказывает существенное влияние на характер упрочнения или разупрочнения материала.

Работа была выполнена при частичной (БКК) поддержке РФФИ, грант 03-01-00282.

РАЗРАБОТКА МОДЕЛИ ОБРАЗОВАНИЯ СЕГРЕГАЦИЙ В Fe-C СПЛАВАХ

Ермакова Т.В., Вологжанина С.А., Ермаков Б.С.

*Санкт-Петербургский государственный университет низкотемпературных
и пищевых технологий, Россия*
svet_spb@mail.ru

В настоящее время проблема продления ресурса криосистем является одной из наиболее острых задач криогенного металловедения и к настоящему времени охватывает целый ряд отраслей оборонной и гражданской направленности. Заключение о продлении ресурса криосистем должно приниматься на основании анализа фактического состояния основного металла и сварных соединений оборудования после длительного срока службы.

Необходимо создание модели, позволяющей объяснить механизмы процессов, протекающих в материалах такого оборудования. На основании такой модели возможно разработать методики и научно обосновать необходимые объемы контроля материала оборудования.

Вопросы изменения свойств материалов при повышенных и нормальных температурах хорошо изучены, легко прогнозируются и не требуют серьезной проработки. В то же время, проблема изменения прочности и пластичности материалов после длительных низкотемпературных выдержек (в диапазоне 77–4,2 К) и совместного воздействия высокотемпературных разогревов металла и криогенных температур в ходе эксплуатации освещена явно недостаточно, а имеющаяся информация, зачастую, носит противоречивый характер.

Известно, что наиболее резкое падение запасов надежности и долговечности оборудования криосистем отмечается при одновременном воздействии нескольких факторов риска: термоциклическое воздействие, деформационное воздействие, коррозионное воздействие.

В результате таких воздействий в материале оборудования возможно протекание: фазовых или структурных превращений; коррозионных процессов; сегрегационных процессов. Фазовые и структурные превращения, протекающие в материале низкотемпературного оборудования, изучены достаточно хорошо. Поскольку большая часть элементов низкотемпературного оборудования изготовлена из стали 12Х18Н12Т, говорить о фазовых превращениях вообще не имеет смысла. Процессы коррозионных разрушений и образования зернограницных сегрегаций требуют дополнительного изучения.

Исследования превращений, происходящих в материалах в ходе длительной низкотемпературной эксплуатации, были проведены на специально выплавленных модельных плавках системы Fe-C, химические составы которых приведены в таблице. Для получения модельных сплавов была использована шихта металлов технической чистоты, что позволило отсечь влияние посторонних элементов, которые постоянно присутствуют в сталях промышленной выплавки (никеля, хрома и т. д.).

Таблица. Химический состав модельных плавков

Сплав	Химический состав, мас. %						
	C	Si	Mn	S	P	Al	N
1	0,05	–	–	0,011	0,010	–	0,007
2	0,05	–	0,23	0,012	0,009	0,05	0,006
3	0,10	–	0,23	0,011	0,010	0,07	0,006
4	0,19	0,26	0,31	0,19	0,011	0,04	0,007

По результатам анализа литературных данных и проведенных исследований влияния зернограницных сегрегаций на механические свойства и коррозионную стойкость Fe-C сплавов было установлено следующее.

1. Установлены температурные интервалы образования зернограницных сегрегаций основных элементов. По мере нарастания температуры элементы расположились следующим образом: азот 673–723 К; фосфор 823–873 К; углерод 823–923 К; кремний 873–923 К; сера более 973 К.

2. Снижение коррозионной стойкости образцов Fe-C сплавов, границы зерен которых обогащены сегрегациями примесных атомов, в условиях стресс-коррозии хорошо объясняется с позиций адсорбционной теории коррозионного растрескивания. Происходит ослабление межатомных связей в вершине трещины и блокирование поверхностных дислокаций на время, достаточное для адсорбции на них специфических атомов. В то же время зернограницные сегрегации не только снижают коррозионно-механические свойства Fe-C сплавов, но и повышают склонность этих сплавов к межкристаллитной коррозии.

3. Перераспределение примесных атомов в границы аустенитных зерен Fe-C сплавов приводит к резкому повышению переходной температуры хрупкости.

4. Оценка малоциклового усталости Fe-C сплавов выявила переход механизма разрушения образцов от внутризеренного в неохрупченном его состоянии к хрупкому межзеренному для состояния максимального охрупчивания. При этом резко сокращается число циклов, при которых разрушение носит квазистатический характер и ускоряется переход разрушения с квазистатического на усталостный. Разрушение образцов в неохрупченном состоянии происходит в среднем за 50–100 тысяч циклов, в охрупченном 600–800 циклов. Такое снижение долговечности Fe-C сплавов также объясняется повышенной концентрацией примесных атомов в границах зерен и развитием усталостной трещины по зонам повышенного содержания примесных атомов в границах зерен.

5. Следует обратить внимание, что максимальное снижение хладостойкости сплавов, их долговечности, коррозионной и коррозионно-механической прочности приходится на зону максимальной сегрегации фосфора. Следовательно, именно фосфорную сегрегацию следует считать наиболее опасной, по крайней мере, для используемых в низкотемпературной технике спокойных сталей.

Проведенные на модельных плавках исследования подтвердили главенствующую роль зернограницных сегрегаций примесных атомов в формировании структуры большеугловых границ зерен Fe-C сплавов, снижении запасов пластичности, вязкости, коррозионной и коррозионно-механической прочности и долговечности.

ПРОВЕРКА ВОЗМОЖНОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ МОДЕЛИ ОБРАЗОВАНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ СЕГРЕГАЦИЙ ДЛЯ СТАЛИ 20

Ермакова Т.В., Вологжанина С.А.

*Санкт-Петербургский государственный университет низкотемпературных
и пищевых технологий, Россия*
svet_spb@mail.ru

Для разработки модели, объясняющей механизмы процессов, протекающих в материалах низкотемпературного оборудования, были проведены исследования на специально выплавленных модельных плавках системы Fe-C. Было установлено, что зернограничные сегрегации примесных атомов играют большую роль в формировании структуры большеугловых границ зерен Fe-C сплавов, снижении запасов пластичности, вязкости, коррозионной и коррозионно-механической прочности и долговечности.

Однако результаты, полученные на модельных сплавах, нельзя автоматически распространять на промышленные углеродистые стали, выплавляемые в многотонных плавильных печах с применением шихты, в состав которой могут входить более половины элементов периодической системы. Эти элементы могут либо ускорять, либо тормозить диффузионные процессы, изменять величины концентрационных пиков, протяженность зон распространения сегрегаций от границ в тела зерен.

Поэтому для подтверждения правильности распространения полученных на опытных плавках результатов на промышленные углеродистые стали и возможности расширенного толкования модели зернограничных сегрегаций в Fe-C сплавах на промышленные углеродистые стали, а с внесением определенных дополнений и на стали с различными системами легирования, в работе были проведены дополнительные исследования, которые доказывают эту возможность. В таблице приведены химические составы трех промышленных плавков стали 20, выплавленных в соответствии с требованиями ГОСТ 1050–84 электропечным способом.

Таблица. Химический состав исследованных плавков

Сталь	Химический состав, мас. %											
	C	Mn	Si	Al	Cr	Ni	Cu	Sn	Pb	S	P	N
20кп	0,18	0,43	0,07	сл	0,18	0,16	0,08	0,007	0,008	0,032	0,030	0,012
20-1	0,19	0,31	0,18	0,09	0,23	0,12	0,14	0,009	0,006	0,029	0,034	0,010
20-2	0,22	0,54	0,20	0,08	0,78	0,11	0,12	0,008	0,002	0,030	0,030	0,009

Образцы из исследованных сталей были разрушены при 77 К, что гарантированно обеспечивает разрушение по границам зерен. Распределение атомов примесей от границы вглубь зерна подтверждает единство процессов, протекающих в опытных Fe-C сплавах и промышленных углеродистых сталях. В нормализованном состоянии при нагревах металла выше точки A_{c3} возникающие сегрегации примесных атомов носят неравновесный характер, то есть растянуты на значительные расстояния вглубь зерна, в случае нагревов ниже A_{c3} вид сегрегационного пика примесных атомов изменяется, принимая более равновесных вид, то есть атомы примеси стремятся расположиться в тонком поверхностном слое границ зерен. Отмечено совпадение температурных интервалов максимальных зернограничных сегрегаций тех или иных примесных атомов, которые у промышленных сталей оказались равны для азо-

та ~ 673 К, для фосфора 823–873 К, для углерода 873–923 К, для серы 973–1073 К, что практически полностью соответствует температурам, определенным для модельных Fe-C сплавов.

Однако промышленные стали содержат значительно большее количество примесей, чем опытные Fe-C сплавы, выплавленный из чистой шихты в лабораторных условиях. Эти примеси условно можно разделить на нейтральные, не сегрегирующие в границы зерен, и вредные, вносящие свой вклад в изменение химического состава и свойств зернограничного α -твердого раствора. Среди примесей, наиболее активно перераспределяющихся из тела в границы зерен, особое место занимает группа цветных металлов: олово, сурьма, свинец, мышьяк. Влияние атомов этих элементов на изменение свойств зернограничного твердого раствора аналогично воздействию фосфора, они усиливают его воздействие на снижение когезии границ, еще более снижают содержание атомов железа в тонком слое границ зерен.

На основании исследований, проведенных на промышленных плавках стали 20 в кипящем и спокойном состояниях, доказано единство сегрегационных процессов, протекающих в ходе изотермических выдержек в сталях и опытных Fe-C сплавах. Подтверждена возможность расширенного применения сегрегационной модели, полученной на опытных плавках, на стали промышленного производства. Установлено, что примеси цветных металлов (сурьмы, олова, свинца и т. п.) также сегрегируют в границы аустенитных зерен в ходе изотермических выдержек. Максимальные концентрации этих примесей в границах зерен совпадают с интервалом температур, ответственным за максимальные сегрегации атомов фосфора. Таким образом, эти металлы дополнительно снижают число металлических межатомных связей М-М (Fe-Fe) в границах зерен, замещая их на более слабые ковалентные связи, снижают когезию границ зерен, ослабляют сопротивление стали к воздействию коррозионных сред и механических напряжений.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МОДЕЛИ ОБРАЗОВАНИЯ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ СЕГРЕГАЦИЙ ДЛЯ ОЦЕНКИ СОСТОЯНИЯ МАТЕРИАЛА С ДЛИТЕЛЬНЫМ СРОКОМ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Ермакова Т.В., Вологжанина С.А.

Санкт-Петербургский государственный университет низкотемпературных и пищевых технологий, Россия
svet_spb@mail.ru

Качественные низкоуглеродистые свариваемые стали находят достаточно широкое применение в самых различных отраслях промышленности – строительстве, мобильной технике, оборудовании стартовых позиций и комплексов, энергетическом и энерготехнологическом оборудовании. Находясь на открытом воздухе, материал оборудования должен сохранять высокие запасы пластичности и вязкости в зоне температур климатического холода (213–233 К), что невыполнимо при образовании в границах аустенитных зерен сталей сегрегаций примесных атомов, в первую очередь, атомов фосфора.

Как было показано ранее, образование сегрегаций фосфора в границах зерен углеродистых сталей, в основном, приходится на температурную область 823–873 К, в то время как «Правилами устройства и безопасной эксплуатации оборудования», подведомственного ГГТН РФ, максимальная температура эксплуатации оборудования из углеродистых сталей не должна превышать 748 К. При условии, что в момент поставки и монтажа оборудования углеродистые стали ответственного назначения находятся в нормализованном состоянии, в них в ходе эксплуатации не должны развиваться процессы охрупчивания материала, повышающие их переходную температуру вязко-хрупкого разрушения. Однако при анализе оборудования, эксплуатируемого при повышенных температурах, например металла подачи пара и горячей воды, каркасах сооружений специального назначения и т. п. отмечается снижение запасов их пластичности и вязкости. В ряде случаев эти изменения настолько существенны, что приводят к хрупкому разрушению оборудования при ремонтных или межэксплуатационных остановках в зимнее время, когда металл охлаждается до температуры окружающей среды.

Наиболее полная и достоверная информация по истории службы того или иного объекта содержится в рабочей документации Госгортехнадзора, поэтому в качестве объектов исследования были выбраны трубопроводы острого пара и сосуды высокого давления (изготовленные из стали 20), отработавшие расчетный ресурс или выведенные из эксплуатации по причине хрупкого разрушения материала. Температурный интервал эксплуатации оборудования, выпущенного в соответствии с этими Правилами, составляет 233–748 К, максимально допустимые напряжения в металле от внутреннего давления газа среды $0,5-0,75 \sigma_{0,2}$.

Анализ подобного оборудования тем более интересен, что позволяет, параллельно с проверкой сходимости результатов, полученных на опытных плавках и промышленных сталях, решить еще ряд задач, позволяющих обогатить модель сегрегационного воздействия примесных атомов на изменение свойств материалов в ходе длительной эксплуатации, которая может оцениваться как старение в течение сотен тысяч часов. Причем такое старение происходит в условиях постоянного внутреннего давления среды, что создает в материале дополнительные напряжения. Реализовать такие режимы термической обработки в лабораторных условиях практически невозможно, поэтому данные вырезки по условиям их обработки могут быть

признаны уникальными, а данные по длительной низкотемпературной диффузии крайне важными и интересными.

Химические составы поверхностей разрушения образцов сталей после испытаний в диапазоне температур 293–77 К на определение удельной работы развития трещины были изучены ОЭС методом и методом эмиссионной спектральной микроскопии.

Анализ полученных результатов позволяет сделать ряд заключений по влиянию температуры и времени эксплуатации на состав зернограничного твердого раствора и механические свойства промышленных углеродистых сталей.

1. Проведенные исследования подтвердили единство модели перераспределения атомов примесей из тела в границы зерен в модельных Fe-C сплавах и промышленных углеродистых сталях, температурных областей максимальных концентраций примесей. Переход от модельных плавок к промышленным сталям приводит к значительному увеличению числа примесных атомов в твердом растворе стали, увеличению энергий взаимодействий примесных атомов с границами зерен.

2. Установлено, что наибольшую опасность представляют совместные сегрегации атомов фосфора и цветных металлов (As, Pb, Sb, Sn). Максимальное охрупчивание и повышение температуры вязко-хрупкого перехода у промышленных сталей приходится на температурный интервал 823–923 К максимальных сегрегаций этих примесей. Такие температуры нагрева недопустимы в оборудовании ответственного назначения и могут быть связаны только с ремонтными сварочными работами и локальными перегревами металла, вызванными нарушениями технологического процесса. Это значительно уменьшает объем зон необходимого контроля при исследовании фактического состояния металла на предмет определения остаточного ресурса и параметров безопасной эксплуатации оборудования, изготовленного из углеродистых сталей. При нагревах длительностью в сотни тысяч ч формирование равновесных сегрегаций в границах аустенитных зерен углеродистых сталей отмечается при температурах эксплуатации 723–748 К. Наиболее опасно формирование зернограничных сегрегаций в металле оборудования, работающего под внутренним давлением, повышающим вероятность хрупкого разрушения.

К ВОПРОСУ ИДЕНТИФИКАЦИИ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ НА ОСНОВЕ СПЕКТРАЛЬНОГО АНАЛИЗА СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Д.Л.Мерсон, А.А.Разуваев

Тольяттинский государственный университет, Россия

merson@infopac.ru

К числу наиболее эффективных методов исследования кинетики дефектообразования материалов по праву относится метод акустической эмиссии (АЭ). Однако широкое распространение этого высокочувствительного метода сдерживается из-за трудности разделения сигналов, вызванных различными, но одновременно протекающими в материале процессами, а также из-за сложности распознавания полезных сигналов на фоне шумоподобных помех. Принципиально данная проблема может быть решена на основе спектрального анализа регистрируемых сигналов АЭ, поскольку частотный спектр содержит важную информацию о масштабе и скорости протекания первичных процессов, являющихся источниками АЭ.

До настоящего времени авторы в большинстве случаев пытались охарактеризовать спектральный состав сигналов АЭ одним-двумя параметрами. При этом наибольшее распространение получил параметр медианной частоты F_{med} (частота, делящая площадь под кривой спектральной плотности на две равные части). Считая, что сигналы АЭ одной природы происхождения имеют близкие друг к другу значения энергии и F_{med} , предлагалось классифицировать АЭ-сигналы путем выделения кластеров на диаграммах АЭ, построенных в пространстве признаков "энергия – медианная частота".

Вместе с тем, медианная частота никак не характеризует форму спектра, а лишь отражает относительный вклад различных его компонент. Поэтому сигналы с принципиально различным спектром могут иметь одинаковые значения F_{med} , что, как показывает наш опыт, приводит к смещению в выделенных в координатах "энергия – медианная частота" кластерах сигналов АЭ от различных источников, т.е. – к некорректному их распознаванию.

С целью устранения указанного недостатка нами предложено проводить оценку принадлежности сигналов АЭ к различным источникам излучения не по отдельным параметрам спектра, а по "схожести" друг к другу формы кривой их спектральной плотности. Для этого была разработана специальная методика цифрового распознавания спектральных образов. В качестве исходных данных используются функции нормированной спектральной плотности, сглаженные плавающим окном. Для сравнения спектрограмм применяли коэффициент аппроксимации R^2 , используемый в математической статистике для оценки достоверности аппроксимации.

Опыт применения разработанной методики показал, что она позволяет разделять сигналы АЭ, связанные с различными механизмами пластической деформации (скольжение, двойникование, локализация деформации), и разрушения. Например, показано, что водородное охрупчивание трубных сталей приводит к смещению спектра в сторону высших частот, а в процессе совместной деформации стальной подложки с покрытием TiN распознаны сигналы АЭ, связанные с пластической деформацией основы и разрушением покрытия по механизму сдвига и отрыва.

СПЕКАНИЕ НАСЦЕНТНЫХ ЧАСТИЦ СВЕРХВЫСОКОМОЛЕКУЛЯРНОГО ПОЛИЭТИЛЕНА

В.М.Егоров, Е.М.Иванькова, В.А.Марихин, Л.П.Мясникова

ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург,Россия

Liuba.Myasnikova@pop.ioffe.rssi.ru

Сверхвысокомолекулярный полиэтилен (СВМПЭ) является очень перспективным материалом, благодаря своим уникальным свойствам (высоким механическим характеристикам, приближающимся к теоретическим оценкам, высокой стойкостью к истиранию, низким коэффициентом трения и пр.), которые определяют широчайший спектр его применения: от пуленепробиваемых жилетов до искусственных суставов. Однако, из-за огромной вязкости расплава, обусловленной большими репационными временами исключительно длинных молекул (для ПЭ с молекулярной массой около 10^6 кг/кмоль длина молекулы составляет уже более 10 микрон!), он не может быть переработан традиционными способами, такими, как экструзия расплава, литье расплава под давлением и др. даже при значительном превышении температуры расплава над температурой плавления полимера.

В начале 80-х годов в Голландии была разработана гель-технология (растворение полимера с последующей кристаллизацией и ориентационной вытяжкой), благодаря которой оказалось возможным получать сверхпрочные сверхвысокомолекулярные волокна СВМПЭ. Процесс этот довольно дорог из-за необходимости использовать немалый объем растворителя (примерно 10 кг растворителя на 1 кг полимера), и экологически небезопасен. В то же время оказалось, что СВМПЭ, полученные в реакторе при полимеризации (так называемые насцентные полимеры или реакторные порошки), могут быть скомпактизованы, подвергнуты спеканию при температуре ниже температуры плавления и вытянуты до высоких степеней вытяжки [1,2]. При этом механические свойства таких ориентированных пленок практически не уступают механическим свойствам волокон, полученным по гель-технологии. Однако, не все реакторные порошки СВМПЭ обладают способностью к компактизации и дают после спекания механически когерентные хорошо растягивающиеся пленки. Выяснение характеристик насцентного полимера, влияющих на его способность к компактизации и спеканию, также как и нахождение оптимальных температурно-силовых режимов этих процессов, представляется крайне важным, поскольку открывает пути для разработки альтернативного дешевого способа переработки материала с уникальными физико-механическими свойствами. Несмотря на большое количество публикаций в этой области, остается много невыясненных вопросов, касающихся механизмов компактизации и спекания.

Целью настоящей работы было выяснение влияния каталитической системы на надмолекулярную структуру насцентных частиц СВМПЭ, а также роли различных параметров исходной структуры насцентных частиц СВМПЭ в формировании при спекании механически целостных пленок, обладающих способностью к большим ориентационным удлинением. Работу проводили на реакторных порошках СВМПЭ, близкой молекулярной массы ($1-2 \cdot 10^6$ кг/кмоль), полученных методом суспензионной полимеризации на различных нанесенных Циглер-Нагтовских катализаторах, как в лабораторных условиях, так и в промышленных реакторах. Надмолекулярную и молекулярную структуру частиц исследовали с помощью сканирующей электронной микроскопии, рентгеновской дифракции в больших углах и Фурье ИК-спектроскопии. Термодинамические характеристики порошков (истинные температуры и интервалы плавления, теплоты плавления и степень кристалличности) определяли с помощью ДСК. Компактизацию порошков осуществляли при комнатной

температуре при давлении 15 МПа, а затем проводили спекание компактизованных пленок под тем же давлением в течение различного времени (от 30 минут до 6 часов). Полученные пленки нарезали на полоски миллиметровой ширины и подвергали многоступенчатой зонной высокотемпературной вытяжке. Прочность как исходных монолитных, так и ориентированных до разных степеней удлинения пленок измеряли при температуре жидкого азота, с тем, чтобы не допустить пластической деформации во время испытаний и получать прочностные характеристики, непосредственно относящиеся к структурной организации образца, имеющейся в нем в начальный момент испытания.

Показано, что тип каталитической системы и режим проведения синтеза оказывают огромное влияние на характер образующейся надмолекулярной структуры. В одних порошках доминируют спиралевидные образования, в других ламелярные или фибриллярные, в третьих наблюдается сосуществование различных морфоз. Найдено, что тип надмолекулярной структуры заметно влияет на способность порошков к спеканию и на деформационные свойства получающихся пленок. Наихудшими свойствами в этом отношении обладают насцентные частицы с фибриллярной структурой. Существенную роль в получении минимально пористых монолитизированных механически целостных пленок играют форма насцентных частиц и их распределение по размерам, которые также зависят от катализатора и от режима проведения синтеза. В литературе распространено мнение, что свидетельством способности к компактизации и к высоким деформационным удлинениям монолитизированных реакторных порошков СВМПЭ является высокая степень кристалличности (70-80%) насцентного полимера, поскольку она, как полагают, обеспечивает низкую концентрацию молекулярных зацеплений [3]. Однако нами было обнаружено обратное – наилучшими способностями к спеканию и последующей ориентационной вытяжке обладал как раз реакторный порошок, имеющий самую высокую степень кристалличности (75%), насцентные частички которого содержали большое количество фибриллярных образований, а наилучшими - порошок с невысокой степенью кристалличности (64%), но с частичками совсем иной надмолекулярной структуры. Сделан вывод, что степень кристалличности не может однозначно определять вышеописанные свойства, а они в заметной степени зависят от надмолекулярной структуры частиц реакторного порошка и от поведения этих структур в тепловых и механических полях. Обсуждается механизм спекания в рамках теории Френкеля-Кучинского и ее модификации для случая частиц с неоднородной сложной внутренней иерархической структурой. Рассматривается влияние надмолекулярной структуры компактизованных пленок на процесс ориентационной вытяжки.

Работа проведена при поддержке РФФИ, грант №01-03-32773.

Список литературы

1. Smith P., Chanzy H.D., Rotzinger B.P. Drawing of virgin ultrahighmolecular weight polyethylene: an alternative route to high strength fibres// Polym.Comm. 1985. Vol. 26. P.258-260.
2. Sano A., Iwanami Y., Matsuura K., Yokoyama S., Kanamoto T. Ultradrawing of ultramolecular weight polyethylene reactor powders prepared by highly active catalyst system// Polymer. 2001. Vol.42. P.5859-5864.
3. Ottani S., Ferrachini E., Ferrero A., Malta V., Porter R.S. SAXS Investigations on Relationships between Synthesis Conditions and Solid State Drawability of High Molecular Weight Polyethylene Nascent Reactor Powders. Sintering and Annealing of Powders//Macromolecules. 1995. Vol.28. P.2411-2423.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ АНАЛОГИЯ В ДЕЙСТВИИ ВСЕСТОРОННЕГО ДАВЛЕНИЯ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ

Егоров С.А., Беляев С.П., Волков А.Е.

НИИ Математики и Механики СПбГУ, С.–Петербург, Россия
egorov@smel.math.spbu.ru

Известно, что реализация термоупругих мартенситных превращений в кристаллах может сопровождаться различными деформационными и силовыми явлениями, обычно называемыми «эффектами памяти». Обычно эти эффекты вызываются изменением температуры или напряжений. Однако, вследствие гипотезы Айнбиндера об эквивалентности действия давления и температуры на полиморфные переходы, можно предположить, что давлением, как и температурой, также можно управлять механическим поведением рассматриваемого класса материалов. Некоторые результаты исследований такой возможности приведены в данном сообщении.

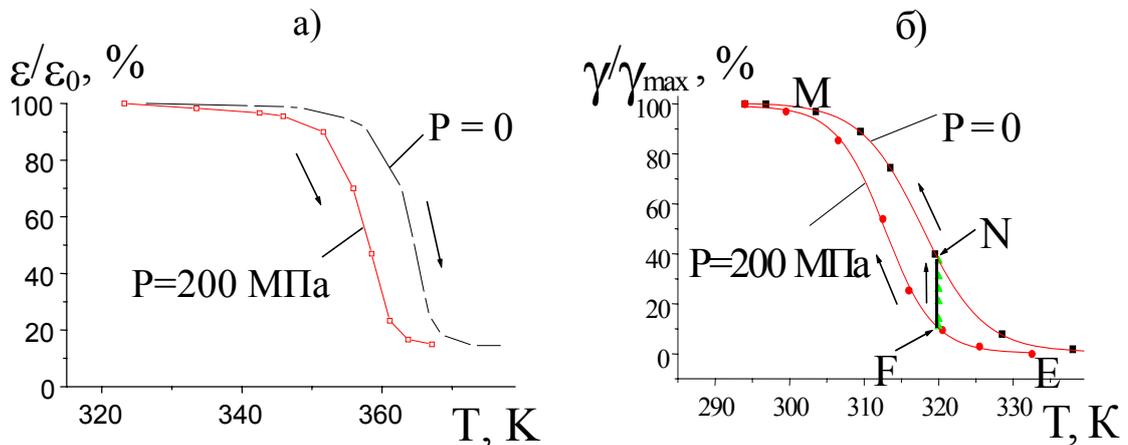


Рис. 1. Температурные зависимости деформации во время реализации эффекта памяти формы в сплаве $Ti_{50,1}Ni_{49,9}$ (а) и эффекта пластичности превращения в сплаве $Ti_{52,5}Ni_{47}Fe_{0,5}$ (б) при различных значениях давления. Линия EF – давление 200 МПа, линия FN – уменьшение давления от 200 МПа до 0, линия NM – давление 0. ε и γ – текущая деформация одноосного растяжения и кручения, соответственно; ε_0 – предварительная деформация одноосного растяжения, $\varepsilon_0 = 4\%$; γ_{MAX} – максимальная деформация за цикл при действующем напряжении кручения 65 МПа, $\gamma_{MAX} = 3,5\%$.

Исследованию подвергали различные сплавы на основе Ti-Ni и на основе Cu. Оказалось, что всестороннее давление изменяет температуры реализации эффектов памяти. В качестве примера на рис. 1 а приведены графики зависимости отношения текущей деформации к исходной $\varepsilon / \varepsilon_0$ от температуры T для сплава $Ti_{50,1}Ni_{49,9}$. Здесь деформационный возврат при нагреве осуществляется лишь за счет одного мартенситного превращения $B19' \rightarrow B2$, и температуры начала и окончания формоизменения (характеристические температуры) уменьшаются при увеличении давления P приблизительно одинаково с темпом $\partial T / \partial P = -(0,028 \pm 0,008)$ К/МПа. В других материалах, например в $Ti_{52,5}Ni_{47}Fe_{0,5}$ и $Ti_{52}Ni_{47,5}Fe_{0,5}$, после частичного старения, це-

почки прямых мартенситных превращений оказываются более сложными, в результате чего реакция характеристических температур на наложение давления неодинакова (рис. 1 б).

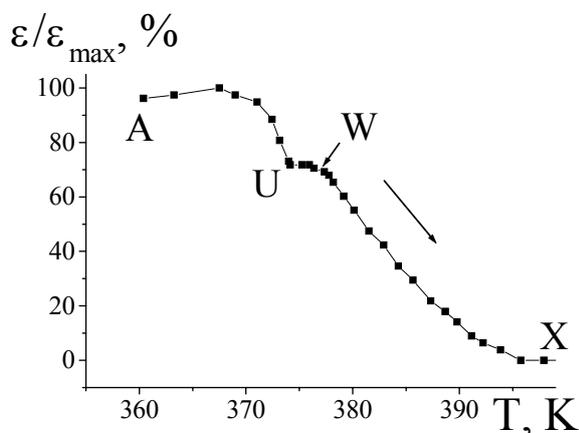


Рис. 2. Температурные зависимости деформации в ходе реализации в сплаве Cu-13,2Al-4Ni эффекта обратимой памяти формы при нагревании: AU – давление 200 МПа, в точке U – уменьшение давления с 200 МПа до 0 при температуре 373 К, UX – атмосферное давление.

Из того, что всестороннее давление изменяет температуры реализации эффектов памяти можно предположить, что его изменением можно управлять этими термомеханическими явлениями. Опыты подтверждают это. Так, на рис. 1 б видно, что одним лишь увеличением давления можно стимулировать дополнительное накопление деформации (линия FN), т.е. здесь действие давления приводит к тем же результатам, которые обычно получают охлаждением. На рис. 2 для β_1 –монокристалла CuAlNi представлен противоположный случай: здесь уменьшением давления в точке L формируется температурная задержка LN формоизменения. При этом важно, что если для инициирования того или иного эффекта памяти давление следует изменять в одну сторону, то для формирования температурной задержки его протекания давление следует изменять в противоположную сторону.

В целом опыты указывают на то, что действие давления и температуры на эффекты памяти оказывается аналогичным.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты 01-01-00216, 00-15-96027, 00-15-96023.

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВТСП-КЕРАМИКИ YBaCuO/Ag

Марков Л.К., Орлова Т.С., Песчанская Н.Н., Смирнов Б.И., Степанов Ю.П.,
Шпейзман В.В.

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия,
l.markov@mail.ioffe.ru*

Существенными недостатками высокотемпературных сверхпроводников (ВТСП), ограничивающими их практическое применение, являются низкие прочность и трещиностойкость, а также неспособность к заметной пластической деформации. Традиционно одним из основных путей для повышения прочности и пластичности при сохранении (или улучшении) электрических характеристик является легирование ВТСП серебром. Добавление серебра улучшает диффузию кислорода, способствуя сохранению сверхпроводимости, снижает сопротивление ВТСП-материалов в нормальном состоянии, уменьшает их контактное сопротивление, снижает локальные напряжения на границах зерен.

В настоящей работе исследовали микропластичность соединений YBaCuO/Ag, для чего были сняты спектры скоростей микропластической деформации образцов ВТСП-керамики с содержанием Ag от 0 до 15 вес.% в диапазоне температур 77 - 300 К. Измерения проводили с использованием лазерного интерферометра. Исследовали также прочность образцов при сжатии, критическую температуру T_c и плотность тока γ_c , вольт-амперные характеристики (ВАХ) при 77 К и гистерезис ВАХ образцов с захваченным магнитным потоком.

Образцы YBaCuO/Ag изготавливались путем синтеза порошков Y_2O_3 , $BaCO_3$ и CuO с добавлением $AgNO_3$ и имели размеры 2x2x4 мм.

Исследование микропластичности показало заметное увеличение скорости $\dot{\epsilon}$ и величины деформации ϵ с ростом содержания Ag. При этом пик $\dot{\epsilon}$ в температурном спектре, соответствующий сверхпроводящему переходу, практически не менял своего положения, но для образцов с Ag появлялся дополнительный близко лежащий пик при ~ 105 К, в некоторых случаях превосходящий первый по амплитуде. Также не изменял своего положения по температуре пик скорости при 250-270 К, однако величина его для концентраций Ag 3-5 % превосходила пик исходного сверхпроводника более чем на порядок. Прочность при комнатной температуре увеличивается с ростом концентрации Ag, особенно значительно при больших концентрациях.

Электрические измерения показали, что Ag не сильно сказывается на величинах T_c и γ_c , заметно уменьшает смещение ВАХ под действием механической нагрузки и, в ряде случаев, существенно расширяет петлю гистерезиса ВАХ образцов с захваченным магнитным потоком, приводя к появлению второго значения критического тока. Подробно исследованы свойства петли гистерезиса ВАХ. Показано, что при неизменном положении нисходящей ветви петли положение восходящей ветви может быть различным и определяется величиной минимального тока $I_{мин}$, проходящего через образец, и временем его действия. На этом основании разработан принцип устройства элемента памяти, который может работать в режиме двух и более устойчивых положений.

Таким образом, легированная Ag иттриевая ВТСП-керамика обладает не только более высокими механическими (и, соответственно, технологическими) свойствами, но и позволяет разрабатывать устройства, использующие ее необычные электрические характеристики.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВРЕМЕННЫХ ЭФФЕКТОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИИ

А.И.Айнабеков, К.С.Осжигитов, Ж.А.Садыков, Т.М.Сманов

Южно-Казахстанский Гос. Ун-т им.М.Ауезова, Шымкент Казахстан

В традиционных методах теории пластичности [1] считается, что деформации определяются только величиной силового воздействия и не зависят от его продолжительности, хотя известно, что пластические деформации развиваются за конечный период времени. Период их интенсивного развития измеряется секундами, а процесс периода стабилизации продолжается десятки минут и более.

В работе рассматривается физическая модель деформирования материала, учитывающая временные эффекты при деформировании в пластической стадии. В основе ее лежит предположение о существовании равновесной статической диаграммы бесконечно медленного нагружения материала при $\dot{\sigma} \rightarrow 0$ и $\dot{\varepsilon} \rightarrow 0$. Считается, что при нагружении, когда $\dot{\sigma} \neq 0$ и $\dot{\varepsilon} \neq 0$, все точки диаграммы на упруго-пластическом участке будут располагаться выше указанной в зависимости от интенсивности одновременно протекающих процессов ползучести и релаксации. Для упомянутой модели сформировано и экспериментально обосновано определяющее уравнение в виде

$$f[\varepsilon, \sigma, \dot{\varepsilon}, \dot{\sigma}](E\dot{\varepsilon} - \dot{\sigma}) = \sigma[t] - \varphi[\varepsilon[t]] \quad (1)$$

где E – модуль упругости материала; f – положительная четная функция, зависящая в общем случае от $\varepsilon, \sigma, \dot{\varepsilon}, \dot{\sigma}$ и определяемая из эксперимента; $\varphi[\varepsilon[t]]$ – уравнение статической диаграммы бесконечно медленного нагружения.

Для определения вида функции $f[\varepsilon, \sigma, \dot{\varepsilon}, \dot{\sigma}]$ и входящих в нее постоянных параметров выполнены испытания образцов в двух стационарных режимах нагружения $\dot{\varepsilon} = 0, \varepsilon(t) = \varepsilon_0 = const, \sigma \neq 0$ - релаксация и $\dot{\varepsilon} \neq 0, \dot{\sigma} = 0, \sigma(t) = \sigma_0 = const$ - ползучесть. Исследованы две марки стали – Ст.3 и сталь 40. Испытания на ползучесть проведены на специально сконструированном рычажном стенде, а на релаксацию на разрывной машине УМЭ – 10 т.

Эксперименты выявили, что $f[\varepsilon, \sigma, \dot{\varepsilon}, \dot{\sigma}]$, изменяясь в очень широких пределах, является функцией только $\dot{\sigma}, \dot{\varepsilon}$ и не зависит от σ и ε .

Рассмотрен цилиндрический изгиб тонких пластин при действии поперечной и продольной нагрузок. Интегрирование полученных уравнений выполнялось численно с применением итерационных методов. Рассматриваемая балка-полоска разбивается по длине на ряд элементов, а каждое сечение – на некоторое число интервалов по высоте. Уравнение равновесия интегрируется численно и для каждого сечения определяется кривизна оси балки x_j , смещение нейтральной линии относительно срединной плоскости δ_j , прогиба v_j . Это процедура составляет один цикл итерационного процесса. С помощью программы, составленной по указанному алгоритму, решены задачи поперечного и сложного изгиба свободно опертой балки – полоски, нагруженной сосредоточенной силой в середине пролета.

Для проверки полученных результатов поставлены контрольные эксперименты на изгиб балки для двух упомянутых схем нагружения.

Полученные согласования результатов расчета и эксперимента позволяют сделать вывод о применимости предполагаемого подхода для решения практических задач расчета элементов конструкции за пределом упругости с учетом времени развития пластических деформаций.

ФОРМИРОВАНИЕ РЕЛЬЕФА МЕХАНИЧЕСКИ ДЕФОРМИРУЕМОЙ ПОВЕРХНОСТИ КАК КАНАЛ РЕЛАКСАЦИИ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ

А.С.Лукияненко, В.И.Бетехтин, Н.Н.Горобей, В.Е.Корсуков, , Б.А.Обидов, Юсупов Д.Е.

ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
vladimir. Betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru

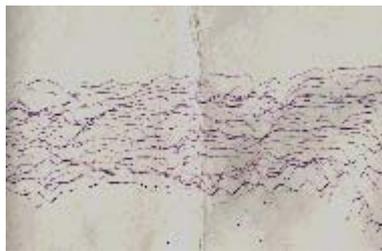
Методом сканирующей туннельной микроскопии (СТМ) исследовалось воздействие растягивающей механической нагрузки на рельеф поверхности ряда упругих материалов: полупроводниковых кристаллов (германий и кремний) и аморфных сплавов на основе железа и никеля. Наблюдения проводили при комнатной температуре и относительно небольших нагрузках. Для полупроводниковых кристаллов, вырезанных в виде тонких круглых пластинок вдоль плоскости (111), в схеме изотропного латерального растяжения этой плоскости, уровень нагрузки лежал в пределах 0-0,3 ГПа. Для фольг из аморфных сплавов, вырезанных в виде тонких полосок, при одноосном растяжении, уровень нагрузок лежал в пределах 0-1 ГПа. При этих условиях можно утверждать, что образцы, по крайней мере, в объеме, остаются в упруго деформированном состоянии. Тем не менее, на поверхности наблюдается динамика рельефа, в результате которой формируются шероховатые структуры поверхности различных масштабов, вплоть до микронного.

Относительно физических механизмов, лежащих в основе динамики рельефа, на данном этапе однозначный вывод отсутствует, за исключением поверхности Ge(111), где, очевидно, ведущим механизмом является поверхностная диффузия [1,2], и химически полированной поверхности Si(111), где механизм связан с микропластической деформацией [3]. В последнем случае наши выводы хорошо согласуются с результатами работы [4] по микропластической деформации деформируемых поверхностей полупроводников. В случае, когда поверхность Si(111) подвергалась предварительной механической обработке (механической полировке), динамика ее рельефа при последующем деформировании является более богатой и не укладывается в обычные рамки представлений о пластической деформации [3].

Однако, несмотря на все многообразие проявлений, можно полагать, что общая физическая основа деформационной шероховатости связана с тем, что формирование рельефа поверхности служит каналом релаксации упругой энергии деформированного образца (при условии, что его объем остается в упруго деформированном состоянии). Пластическая деформация механически нагруженного образца, в том случае, если она имеет место и в объеме (за пределом упругости), также является каналом понижения энергии системы. В обоих случаях в энергетическом балансе с разными знаками участвуют, помимо упругой энергии с объемной плотностью $w = \sigma^2/2E$, E -модуль Юнга, другие составляющие. Для объемной пластической деформации повышение упругой энергии образца после его деформации компенсируется понижением потенциальной энергии нагружающего устройства. Для рассматриваемой здесь деформационной шероховатости понижению упругой энергии, запасенной в деформированном поверхностном слое, противостоит повышение поверхностной энергии - за счет увеличения площади поверхности образца. В последнем случае также достигается выигрыш в энергии при определенных геометрических параметрах деформационной шероховатости.

Общая энергетическая основа деформационной шероховатости, по-видимому, объясняет и некоторую общность в ее проявлениях на разных материалах. Характер динамики рельефа на поверхности Si(111), подвергавшейся предварительной механической обработке, буквально в деталях воспроизводится на деформируемой поверхности фольги из аморфного сплава $Fe_{70}Cr_{15}B_{15}$ (см. рис.).

200 нм



На рисунке показана исходная поверхность и тот же ее участок через час после приложения одноосной растягивающей нагрузки ($\sigma \sim 0,5$ ГПа). Стабильная структура, показанная на втором рисунке, возникла после «переработки» исходного рельефа. Эта переработка началась с нанометрового уровня, а на промежуточных этапах присутствовали все масштабные уровни шероховатости, включая микронный. Последний этап формирования стабильной структуры имеет характер фазового перехода. С увеличением нагрузки до 1 ГПа стабилизация рельефа достигается быстрее - за двадцать минут, и на более высоком масштабном уровне шероховатости.

Приведенные экспериментальные результаты обосновывают наш вывод о том, что стабилизация определенной структуры рельефа деформируемой поверхности реализует принцип минимума ее энергии. Пока открытым остается вопрос о физических механизмах динамики рельефа на поверхностях Si(111) и $Fe_{70}Cr_{15}B_{15}$, подвергавшихся предварительной механической полировке. Очевидно, что поверхностный слой таких образцов (толщиной порядка 1 мкм) изначально имеет модифицированную (по сравнению с объемом) структуру. Также очевидно, что в отсутствие внешней нагрузки исходная структура стабильна, и ее динамика инициируется внешней нагрузкой. При этом большие масштабы трансформации рельефа не позволяют рассчитывать на одноатомную диффузию как ведущий механизм массопереноса. В то же время, значительный вес наномасштабной компоненты в этой трансформации не может быть объяснен в рамках обычных представлений о пластической деформации. В качестве рабочей гипотезы можно предположить, что здесь реализуется промежуточный сценарий перемещения материала, - типа кластерной диффузии.

Список литературы

1. Журков С.Н., Корсуков В.Е., Лукьяненко А.С., Обидов Б.А., Светлов В.Н., Смирнов А.П. Трансформация механически нагруженной поверхности Ge(111). Письма в ЖЭТФ, 1990, т.51, в.6, с.324-326.
2. Горобей Н.Н., Князев С.А., Корсуков В.Е., Лукьяненко А.С., Обидов Б.А., Харциев В.Е. Самоподобие в структуре рельефа деформируемой поверхности. Письма в ЖТФ, 2002, т.28, в.1, с.54-59.
3. Бетехтин В.И., Горобей Н.Н., Корсуков В.Е., Лукьяненко А.С., Обидов Б.А. Особенности дефектообразования на деформируемой поверхности Si(111). Письма в ЖТФ, 2002.
4. Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М.: Наука, 1983, 279 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА ДЕФОРМАЦИИ ОРИЕНТИРОВАННОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Волков А.Е., Евард М.Е.

НИИ Математики и Механики СПбГУ, С.–Петербург, Россия
volkov@smel.math.spbu.ru

Экспериментальные исследования структуры мартенсита показывают, что отдельные его кристаллы образуют различного вида самоаккомодированные группы. Вместе с тем, при теоретическом анализе механического поведения сплавов с памятью формы в рамках структурно-аналитической модели до сих пор предполагали, что кристаллографически эквивалентные ориентационные варианты (домены) мартенсита возникают, растут и исчезают независимо друг от друга. Этот подход позволил верно рассчитывать такие основные функциональные свойства материалов, как эффекты пластичности превращения, однократной и обратимой памяти формы. Вместе с тем оказалось невозможным описание одного из самых необычных явлений, наблюдаемых при прямом превращении в некоторых сплавах — эффекта деформации ориентированного превращения, который заключается в том, что накопление деформации за счет пластичности прямого превращения продолжается, даже если напряжение, инициирующее это накопление, удалить, когда превращение еще не завершено. Накопление деформации объясняют тем, что на первой стадии охлаждения при ненулевом напряжении образуется мартенсит, ориентированный (частично мнородоменизированный) действием этого напряжения, а на второй стадии, когда напряжение отсутствует, продолжается рост ориентированного мартенсита. Анализ модели с “независимыми вариантами” показал, что в сплавах с памятью формы, демонстрирующих эффект деформации ориентированного превращения, сила сопротивления росту какого-либо варианта мартенсита зависит не только от объема, который он сам занимает, но и от того, какие еще варианты растут рядом с ним. Иными словами, мартенсит представлен не только и не столько индивидуальными его вариантами, но более сложными их ансамблями, развивающимися, как самостоятельные образования.

В настоящей работе предложена модель роста и двойникования самоаккомодированных групп мартенсита, а также выполнено моделирование поведения сплава типа никелида титана в режиме инициирования деформации ориентированного превращения и изотермического деформирования при различных температурах. В рамках рассматриваемой модели предполагаем, что модельный материал состоит из зерен, в каждом из которых возможно образование нескольких самоаккомодированных групп мартенсита, состоящих, в свою очередь, из доменов – вариантов мартенсита. Количество мартенсита в какой-либо группе α будем задавать его объемной долей Φ_α относительно объема зерна, а количество n -го варианта мартенсита – его объемной долей $\gamma_{\alpha n}$ относительно полного количества мартенсита в этой группе. Очевидно, что $\sum_n \gamma_{\alpha n} = 1$, а объемная доля мартенсита во всем зерне $\Phi^{\text{gr}} = \sum_\alpha \Phi_\alpha$. Геометрической характеристикой группы является средняя фазовая деформация $D_\alpha = \sum_n \gamma_{\alpha n} D^{(n)}$, где $D^{(n)}$ – деформация, отвечающая n -му варианту чистой деформации решетки. Деформацию зерна, связанную с протеканием мартенситного превращения, находим путем усреднения по всем группам:

$$\varepsilon^{\text{Ph}} = \sum_\alpha (\Phi_\alpha D_\alpha)$$

Термодинамические стимулы изменения количества мартенсита полагаем равными производным термодинамического потенциала Гиббса, относящегося к одному зерну:

$$F_{\alpha}^t = -\partial G^{\text{eig}} / \partial \Phi_{\alpha}, \quad F_{\alpha}^{\text{mix}} = \partial G^{\text{mix}} / \partial \Phi_{\alpha}$$

где G^{eig} и G^{mix} – составляющие полного потенциала $G = G^{\text{eig}} + G^{\text{mix}}$; G^{eig} – собственный потенциал единицы объема двухфазного материала, который выражается через величины Φ_{α} , характеристические температуры превращения, скрытую теплоту и деформацию кристаллической решетки, а также упругие и термические постоянные материала; G^{mix} – потенциал смешивания фаз (энергия полей собственных межфазных напряжений). Ввиду трудности точного расчета G^{mix} , предложена его оценка, основанная на качественных соображениях: $G^{\text{mix}} = \sum_{\alpha} (\mu/2) \Phi_{\alpha}^2 (1 + \lambda \sum_n \gamma_{\alpha n}^2)$, где λ и μ – постоянные.

Условия роста группы α и ее обратного превращения записываются в виде баланса термодинамических сил, действующих “вдоль” обобщенной координаты Φ_{α} :

$$F_{\alpha}^t = F_{\alpha}^{\text{mix}} + F^{\text{fr}}, \quad dF_{\alpha}^t > 0 \quad (\text{для прямого превращения});$$

$$F_{\alpha}^t = F_{\alpha}^{\text{mix}} - F^{\text{fr}}, \quad dF_{\alpha}^t < 0 \quad (\text{для обратного превращения}),$$

где F^{fr} – сила сопротивления движению межфазных границ.

Расчет переориентации вариантов мартенсита в самоаккомодированной группе основан на предположении, что она происходит в пределах каждой такой группы при изменении напряжения. При этом, направление двойникования в N -мерном пространстве количеств вариантов мартенсита есть направление наиболее быстрого убывания термодинамического потенциала из всех, удовлетворяющих условиям $\gamma_{\alpha n} > 0$ и $\sum_n \gamma_{\alpha n} = 1$, то есть условиям неотрицательности объемных долей вариантов и сохранения общего количества мартенсита в группе.

Проверка работоспособности модели выполнена на примере расчета диаграмм деформирования сплава Ti-50.6 ат.%Ni. Результаты представлены на рис. 1. Существенное расхождение с экспериментом наблюдается лишь для опытов при температурах из интервала превращения. Затем было выполнено моделирование эффекта деформации ориентированного превращения (рис. 2). Оно показало, что в данной модели на первом этапе охлаждения (до разгрузки) в каждом из зерен образуется и растет ориентированная действующим напряжением самоаккомодированная группа мартенсита со средней фазовой деформацией, соответствующей этому напряжению. На втором этапе (после разгрузки) рост первой группы прекращается, а превращение продолжается за счет образования и роста другой группы (неориентированной) со средней фазовой деформацией равной нулю. Затем, после достаточного возрастания движущей силы прямого превращения вследствие охлаждения, возобновляется рост также и первой ориентированной группы мартенсита, благодаря чему и наблюдается эффект дополнительного накопления деформации. Таким образом, выполненное моделирование показало правильность гипотезы о причинах появления эффекта деформации ориентированного превращения.

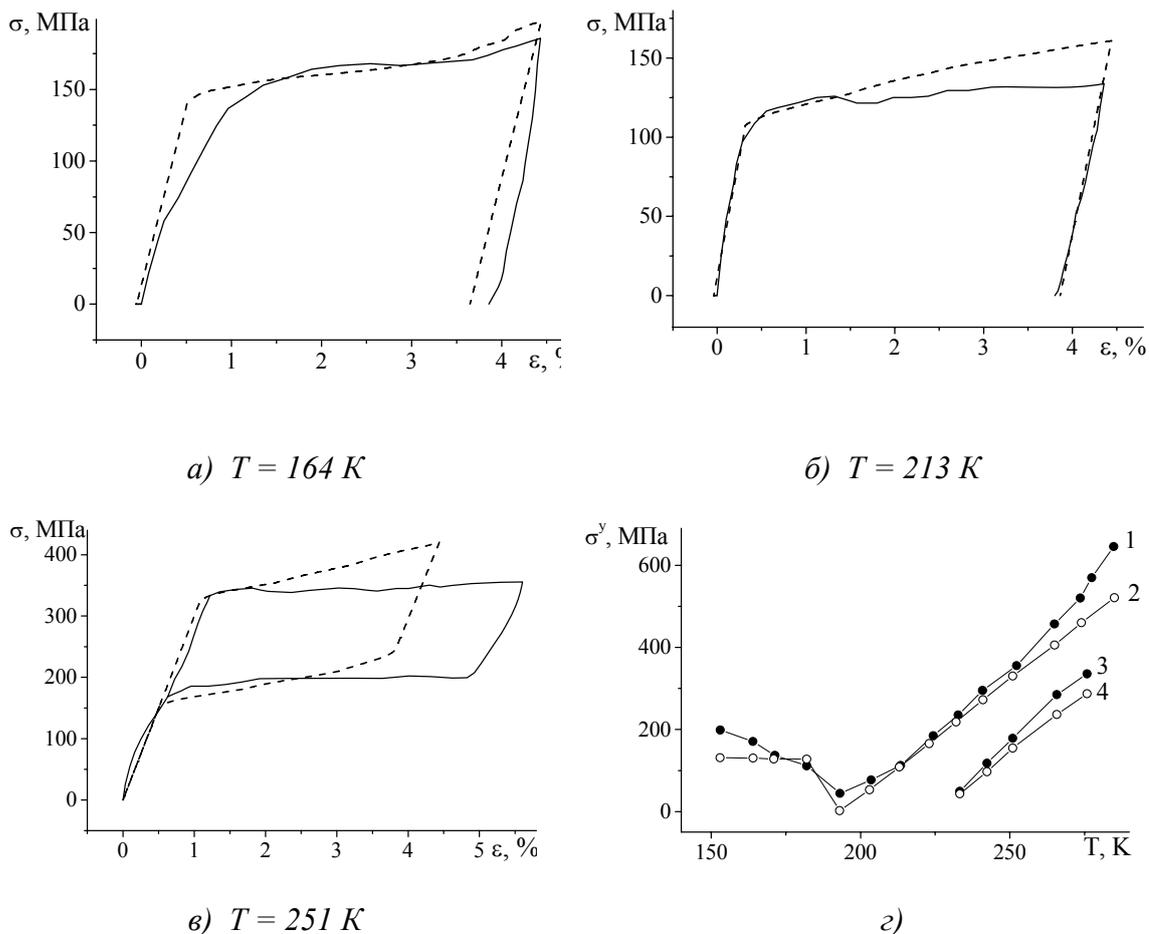


Рис. 1. Диаграммы растяжения сплава типа никелида (а – в) и зависимость напряжения течения от температуры (г) при нагружении (1, 2) и разгрузке (3, 4). Сплошные линии и кривые 1, 3 — экспериментальные данные [1], пунктир и кривые 2, 4 — результаты расчета. $M_H = 195$ К, $M_K = 190$ К, $A_H = 220$ К, $A_K = 225$ К.

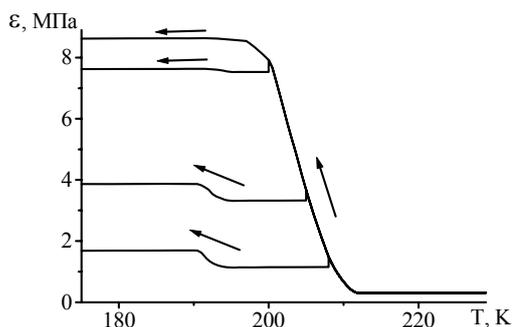


Рис. 2. Расчетные зависимости деформации от температуры для сплава типа никелида титана при охлаждении под нагрузкой 100 МПа, разгрузках при различных температурах из интервала превращения и последующем охлаждении в свободном состоянии.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 01-01-00216 и 00-15-96023 (поддержка научных школ).

Список литературы

1. Miyazaki S., Otsuka K., Suzuki Y. Transformation pseudoelasticity and deformation behaviour in a Ti-50.6at.%Ni alloy // Scripta metall. 1981. Vol. 15, № 3. P. 287-292.

ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ АНИЗОТРОПИИ В МОДЕЛИ ЛИХАЧЕВА НА ФОРМИРОВАНИЕ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И НАНО СТРУКТУРНОМ ТИТАНЕ ПРИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В. З. Бенгус, С. Н. Смирнов

*Физико-технический институт низких температур им. Б. И. Веркина
Национальной Академии Наук Украины, Харьков, Украина
bengus@ilt.kharkov.ua*

В поликристаллических материалах некубической симметрии изменения температуры сопровождаются микроструктурными термоупругими напряжениями, вызванными анизотропией теплового расширения отдельных зерен (знак этих напряжений непосредственно зависит от знака анизотропии (АТР) теплового расширения). В частности, такие внутренние напряжения термической анизотропии возникают при охлаждении ниже комнатной температуры в зернах крупно- и ультра мелкозернистого (наноструктурного) Ti, полученного равноканальным угловым прессованием (РКУП).

Эти напряжения и их температурная зависимость нами вычислены аналитически в рамках модели Лихачева упруго- и термически- анизотропного зерна, погруженного в изотропную среду [1]. Полученные величины позволяют найти вклад внутренних напряжений термической анизотропии в экспериментально наблюдаемую [2] анизотропию предела текучести наноструктурного титана, полученного РКУП.

Получены явные выражения для компонент полного тензора напряжений, которые учитывают внутренние напряжения термической анизотропии в титане. Чтобы показать их влияние на механическое поведение титана, сформулированы и проанализированы критерии для инициирования $\{1\bar{1}02\}$ -двойникования и $\{10\bar{1}1\}$ -скольжения в поликристаллическом титане с однородно распределенными ориентациями зерен.

Описаны закономерности развития множественного двойникования и скольжения в зернах при увеличении внешней нагрузки на образец. Получены явные выражения для числа зерен, деформированных двойникованием и скольжением, и даны численные оценки.

Показано, что, так как знак АТР титана зависит от его чистоты, то стимулирование двойникования внутренними напряжениями термической анизотропии при сжатии возможно только в титане, загрязненном примесями. Стимулирование $\{10\bar{1}1\}$ -скольжения внутренними напряжениями термической анизотропии возможно в титане любой чистоты. Статистика стимулированных зерен найдена для обоих случаев.

Эта работа частично поддержана проектом INTAS 01 - 0320.

Список литературы

1. В. А. Лихачев. Микроструктурные напряжения термической анизотропии // Физика твердого тела. Т. 3, Вып. 6. С. 1827 - 1834.
2. V. Z. Bengus, E. D. Tabachnikova, V. D. Natsik, J. Miskuf, K. Csach, V. V. Stolyarov, R. Z. Valiev, Low temperature deformation and failure of bulk nanostructured titanium processed by severe plastic deformation through equal channel angular pressing // Low Temperature Physics, 2002. Vol. 28, № 11 (2002) pp. 864-874.

ВОДОРОДНОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ РАДИАЦИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

С. В. Фортуна, О. В. Бояринов, О. П. Климентенко, И. П. Чернов *

*ФГУП «Сибирский химический комбинат», Россия,
fsv@mail2000.ru*

** Томский политехнический университет, Россия*

В настоящее время, прогнозируя долговечность конструкций энергетического оборудования для атомных станций, изготовленных практически из различных сталей, нужно учитывать степень вредного влияния, которое оказывает водород на свойства сталей при выдержке их в водородосодержащей среде на стадиях изготовления и обработки, а также в процессе эксплуатации в условиях радиационного воздействия. Воздействие ионизирующего излучения на металлы и сплавы вызывает интенсивную миграцию, ускоренную диффузию и выход водорода и его изотопов из материала.

Особенностью этого явления (в рамках выдвинутой авторами [1] гипотезы) является то, что радиационно-стимулированная миграция и выход водорода обусловлены возбуждением электронной подсистемы с последующей передачей энергии ядерной подсистеме. При подводе энергии излучением диффузия примесных атомов и дефектов становится неравновесным процессом.

Дегградация наводороженного металла протекает по механизму влияния молекулярного водорода. Последний локализуется по границам зерен, в порах, микротрещинах и выделениях вторичных фаз, создает избыточное внутреннее давление, которое в условиях деформации металла может быть усилено. Результатом этого является снижение напряжения, которое необходимо для раскрытия трещин.

В настоящей работе материалом исследования были образцы из стали 65Г. Образцы готовили по следующей схеме: из листового проката вырезали темплеты, шлифовали с торцевых сторон на плоскошлифовальном станке, проводили отжиг при 800°C в течение 15 минут и закалкой в масло, затем отпуск при 420°C в течение 3 часов с охлаждением на воздухе. Образцы подвергали электрохимическим наводороживаниям. При подобной обработке в поверхностных слоях металла формируются ловушки, способные накапливать изотопы водорода в больших количествах [2]. Для активации водородной диффузии под нагрузкой часть из этих образцов подвергли механическим испытаниям на консольный изгиб при нагрузке 300 кгс в специальном герметичном приспособлении при температуре 70°C. С целью увеличения проницаемости стали водородом за счет активации процесса адсорбции излучением [3] образцы облучали потоком α -частиц с энергией 5 МэВ. Образцы облучали с одной стороны в течение испытания, которое проводили до разрушения образцов.

Масс-спектроскопические исследования на содержание водорода, проведенные на масс-спектрометре МХ-1321, показали наличие водорода в материале стали во всех образцах. В образцах, не подвергавшихся наводороживанию, содержание водорода на порядок ниже, чем в образцах наводороженных. В образцах, наводороженных только электрохимически, содержание водорода больше, чем в образцах, дополнительно облученных под нагрузкой. Это означает, что произошел выход водорода из материала образцов.

В процессе эксперимента образцы разрушились в результате водородной коррозии под напряжением. Об этом свидетельствует характерный вид поверхностей излома, кроме того, на торцевой поверхности образцов появились микротрещины, начинающиеся, как правило, на неметаллических включениях [4]. То есть имеет место квазихрупкое разрушение образцов в результате длительного статического на-

гужения и действия излучения [5]. Тогда как необлученные образцы при аналогичных механических испытаниях и нагрузке в пределах от 300 до 1000 кгс пластически деформировались без разрушения.

Предположим, что выход водорода из материала образцов произошел в результате раскрытия внутренних стоков водорода в виде пор и других замкнутых полостей. В процессе интенсивного наводороживания в результате образования твердого раствора внедрения кристаллическая решетка феррита сильно деформируется. Это подтвердили результаты рентгенодифракционного анализа. Величина микродеформации максимальна в разрушившихся образцах и находится вблизи предельных значений напряжений стали 65Г.

С целью количественной оценки радиационно-стимулированного выхода водорода из материала образцов был проведен эксперимент, аналогичный описанному в [6]. Образцы облучали пучком электронов с ускоряющим напряжением 70 кВ, ток пучка 150 мкА, контролируемая температура на поверхности образца составляла 550 С. Кроме радиационно-стимулированной активации поверхности образцов проводили термодесорбцию образцов. Установлено, что под действием электронного пучка выход водорода и водородосодержащих компонентов из облученных α -частицами образцов значительно больше, чем из необлученных. В сравнении с термодесорбцией, регистрируемое количество указанных компонентов при электронной стимуляции образцов больше в 1,5– 2 раза (для сравнения температура в термодесорбционном эксперименте составляла 770 С). Таким образом, ионизирующее излучение интенсифицирует выход водорода и водородосодержащих компонентов [1].

На основании проведенных исследований показано, что в ускорении деградации наводороженных конструкционных сталей и их разрушении под действием нагрузки значительную роль играет ионизирующее излучение. Вместе с тем необходимо отметить, что стимуляция водородной подсистемы ионизирующим излучением приводит к интенсификации процессов диффузии дефектов и примесных элементов, что при определенной их концентрации и локализации влечет за собой деградацию материала стали. Экспериментально подтверждено, что при действии ионизирующего излучения на углеродистые стали водород способствует изменению их структуры за счет химического взаимодействия с углеродом цементита.

Список литературы

- [1] Мамантов А. П., Чернов И. П. *Эффект малых доз ионизирующего излучения*. - М.: Энергоатомиздат. 2001, 286 с.
- [2] Causey R. A., Steck L. M. *J. Nucl. Mater.*, 122-123 (1984).
- [3] Heinrich R. R., Jonson C., Crautmahel C. E. *J. Electrochem. Sol.* 11, 112 (1965).
- [4] Герасимова Л. П., Ежов А. А., Маресев М. И. *Изломы конструкционных сталей: Справ. Изд.* - М.: Металлургия. 1987, 272 с.
- [5] Пилюшенко В. Л., Винокур Б. Б., Кондратюк С. Е. и др. *Справочник по практическому металловедению*. – К.: Техніка. 1984, 135 с.
- [6] Тюрин И. Ю., Чернов И. П., Кренинг М., Баумбах Х. *Радиационно-стимулированный выход водорода из металлов*. Томск: из-во Томского университета. 2000, 264 с.

ТРУБЫ ДЛЯ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ: РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ И ОСОБЕННОСТИ РАСЧЕТА КРИТЕРИЕВ СКЛОННОСТИ К РАСТРЕСКИВАНИЮ

В.М.Чертов, М.И.Королев, Н.И.Волгина, М.А.Конакова,

ВНИИГАЗ, Москва, Ухта, Коми
korolev@nv.vniigaz.gazprom.ru

Для обеспечения транспорта возрастающих объемов природного газа, добываемого в Западной Сибири, в 1970-80 годах были построены многониточные системы газопроводов большого диаметра. Увеличение диаметра труб до 1220 – 1420 мм и толщины их стенки до 10 – 19,5 мм шло параллельно с разработкой новых марок сталей и технологий изготовления. Вслед за трубами из нормализованной стали, широкое распространение получили трубы, изготовленные из сталей контролируемой прокатки и термоулучшенные. Metallурги России и других стран добивались снижения содержания в трубной стали вредных примесей, количества неметаллических включений и оптимизации их формы. Но ни повышение комплекса механических свойств, ни очистка от вредных примесей не обеспечили безаварийную эксплуатацию газопроводов. Исследование большого числа аварийных труб, изготовленных в разное время и по различной технологии, позволило выявить связь структуры и механических свойств с долговечностью трубопроводов. Основной причиной разрушения газопроводов является коррозионное растрескивание труб под напряжением (КРН или стресс-коррозия).

Марка стали	Термо-обработка	σ_t , МПа	S_k , МПа	ψ , %	ε	W_c	K_{zt}	$K_{рт}$	Время эксплуатации до аварии	Примечание
17Г1С	нормализация	380	780	52	0,73	387	1,02	73	27	
17Г2СФ	улучшение	630	1080	39	0,49	424	0,67	133	20	1
14Г2С АФ	улучшение	570	630	13	0,14	119	0,2	34	20	1
17Г1С	-"	470	1340	65	1,04	941	2,0	221		
X70	К.П. (Япония)	600	1440	58	0,86	877	1,46	263	17	2
X70	К.П. Италия	450	590	22	0,25	130	0,29	29	11	3

Примечания:

К.П. - контролируемая прокатка

1 – Неудовлетворительная структура после улучшения.

2 – Очень чистая сталь.

3 – Чрезмерное содержание вредных примесей и неметаллических включений.

Для оценки склонности труб к КРН произведены расчеты критериев разрушения для разных вариантов изготовления труб. При расчетах использована методика В.С. Ивановой и, частично, В.А. Скуднова. Критерий склонности к зарождению трещин рассчитан по формуле

$$K_{эТ} = W_c / \delta_T,$$

критерий склонности к их распространению – по формуле

$$K_{рТ} = 0,5 W_c \cdot \delta_T,$$

где W_c – полная удельная энергия деформации образцов при испытании на разрыв.

Из результатов расчетов (табл.) следует: повышение прочности и пластичности вызывает рост сопротивления зарождению и распространению трещин; термоулучшение – при его правильном проведении – повышает весь комплекс механических свойств. Повышенное содержание вредных примесей снижает значения обоих критериев; у чистой стали после контролируемой прокатки высокий уровень свойств и трещиностойкости.

Список литературы

1. В.С. Иванова. Синергетика. Прочность и разрушение металлических материалов. М.: Наука, 1992, 292 с.
2. В.А.Скуднов. Оценка структурно-напряженного состояния сталей с помощью комплексов разрушения. Нижний Новгород. НГТУ, 2001, 29 с.

ГЕТЕРОГЕННЫЙ ХАРАКТЕР ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ И РЕЗОНАНСНЫЙ СРЫВ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ

Ю.И. Мещеряков, А.К. Диваков

Институт Проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург

ymesch@impact.ipme.ru

К настоящему времени авторами обнаружены и детально исследованы ряд экспериментальных фактов и явлений высокоскоростного деформирования, которые невозможно описать в рамках традиционной механики сплошной среды:

- Гетерогенный характер динамической деформации, которая характеризуется не только средней скоростью деформации или средней массовой скоростью частиц среды, но и разбросом по скоростям частиц на мезоскопическом масштабном уровне. Количественной характеристикой скоростной гетерогенности динамического деформирования служит среднеквадратичное отклонение массовой скорости (корень из дисперсии скорости), которое, наряду с профилем средней скорости, может быть измерено в реальном масштабе времени методами интерференционной диагностики быстропротекающих процессов.

- Потеря средней скорости (так называемое флюктуативное затухание), как результат энергообмена между флюктуативными модами на мезоуровне (дисперсией скорости) и средней (макроскопической) скоростью пластического течения. Установлено, что в динамически деформируемом материале изменение средней скорости связано с перекачкой энергии с макроуровня на мезоуровень, причем потеря средней скорости пропорциональна скорости изменения дисперсии.

- Резонансное изменение характера пластического течения материала. Установлено, что срыв динамической пластичности реализуется в том случае, когда скорость изменения дисперсии на переднем фронте импульса сжатия становится выше скорости изменения средней скорости частиц.

- Упруго-пластическое поведение среды при догрузке на стадии развитой динамической пластичности. Отклик твердого тела на догрузку оказывается либо чисто упругим, либо упруго-пластическим, в зависимости от величины дисперсии скорости частиц на плато импульса сжатия – догрузочная волна имеет упругий предвестник только в том случае, когда дисперсия скорости частиц равна нулю.

Количественной характеристикой макроскопического отклика среды на ударное нагружение является пространственно-временной профиль волны $u_{fs}(t)$. Форма переднего фронта и длительность отдельных участков импульса сжатия отражают динамику процессов, протекающих на микроуровне в момент прохождения ударной волны. Установлено, что в стационарных волнах дисперсия скорости достигает своего максимального значения в середине фронта волны и приближается к нулю к вершине фронта. В тот момент, когда дисперсия скорости становится равной нулю, наклон нагрузочного фронта резко уменьшается, что свидетельствует о смене механизма релаксации напряжений. Начиная с этого момента, релаксация осуществляется за счет другого, более крупномасштабного механизма. В сущности, переход на новый режим динамического деформирования можно рассматривать как структурный переход, инициированный ударным нагружением.

Ударные испытания различных материалов, включая медь М-2, алюминиевый сплав Д-16, бериллий, стали 38ХНЗМФА и 40ХСНМА, мартенситно-стареющую сталь 02Н18К9М5-ВИ и сплав ХН75ВМЮ, выявили наличие структурных переходов на переднем фронте импульса сжатия, проявляющихся в возникновении неустойчивости пластического фронта волны сжатия при некоторой пороговой скорости ударного

нагружения. Установлено, что чем выше порог неустойчивости материала на сжатие, тем выше его откольная прочность. Для проверки данного утверждения были проведены испытания двух партий высокопрочной стали 38ХНЗМФА, одна из которых была испытана в состоянии поставки, а вторая была подвергнута стандартной температурной обработке. Для первой партии стали структурная неустойчивость наступает при скорости ударника 200 м/с, в то время как для второй – при скорости 263 м/с. Соответственно, и величина откольной скорости для первой партии равна 170 м/с, в то время как для второй партии – 200 м/с. Таким образом, откольная прочность материала оказывается зависящей от порога динамической неустойчивости материала на сжатие на переднем фронте импульса сжатия.

В то же время напряжение, при котором происходит необратимый структурный переход на переднем фронте импульса сжатия, должно рассматриваться как независимая прочностная характеристика материала, определяющая порог устойчивости материала на динамическое сжатие. Учет этой характеристики важен не только при разработке теоретических моделей динамического деформирования, но и при расчете параметров высокоскоростного проникания. В настоящей работе показано, что прочностная составляющая сопротивления внедрению R в модели Алексеевского-Тейта имеет вполне определенный физический смысл и связана с порогом структурной неустойчивости материала при динамическом сжатии. Ее величина может быть определена в опытах по ударному нагружению плоских мишеней в условиях одноосной деформации.

На основе ударных испытаний алюминиевых сплавов В-95, Д-16 и АМг-6 в условиях одноосной деформации, установлено, что при выполнении критерия $\frac{dD}{dt} > \frac{du}{dt}$, (D – дисперсия скорости u – средняя скорость), происходит резонансный срыв пластического течения, при котором амплитуда импульса сжатия резко уменьшается. Анализ процесса распространения упруго-пластической волны в гетерогенной среде с учетом кинетики мезоструктуры (т.е. функции распределения мезочастиц по скоростям и ее первого и второго статистических моментов - средней скорости и дисперсии скорости) приводит к следующему критерию резонансного срыва пластического течения при динамическом деформировании:

$$\frac{D}{u} \frac{\dot{D}}{\dot{u}} = 1.$$

Из этого выражения следует, что резонансный срыв пластического течения в ударной волне наступает при вполне определенном соотношении между дисперсией скорости D , средней скоростью u и их первыми производными по времени. Оказалось, что такое условие выполняется в том случае, когда радиус нелокальных корреляций элементов мезоструктуры равен ширине фронта волны, что наступает при условии

$$u\tau_r = c_p t_f,$$

где τ_r - время релаксации мезоструктуры к динамическому равновесию, c_p и t_f - скорость волны и длительность ее фронта.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ КОРРОЗИОННО-МЕХАНИЧЕСКОЙ ПРОЧНОСТИ СТАЛИ МАРКИ 45Г17Ю3 В СТАТИЧЕСКИХ УСЛОВИЯХ НАГРУЖЕНИЯ

Г.Ю.Калинин, С.Ю. Мушникова, А.А.Харьков, Р.Г. Зворыгин

ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия

bbarakhtin@mail.ru

Из опыта эксплуатации известно, что высокомарганцовистая аустенитная сталь 45Г17Ю3 подвергается коррозионному растрескиванию в морской воде, а приложение катодной поляризации предотвращает растрескивание.

В процессе экспериментальных исследований при изучении механизма коррозионного растрескивания при испытании образцов стали 45Г17Ю3 прямоугольного сечения с надрезом и усталостной трещиной методом ступенчатого нагружения в условиях консольного изгиба были получены диаграммы «нагрузка – прогиб образца» (рис.1). Кривые, которые соответствуют испытаниям на воздухе и в 3,5%NaCl с высокой катодной поляризацией $E = -1,1$ В (н.в.э), значительно отличаются от кривой в 3,5%NaCl без поляризации, что подтверждает положительное влияние катодной поляризации.

При испытании гладких цилиндрических образцов этой же стали 45Г17Ю3 методом осевого растяжения с малой ($2 \cdot 10^{-7} \text{ с}^{-1}$) скоростью растяжения было обнаружено (рис.2), что катодная поляризация не только не предотвращает процесс коррозионного растрескивания, но и ускоряет его аналогично анодной поляризации.

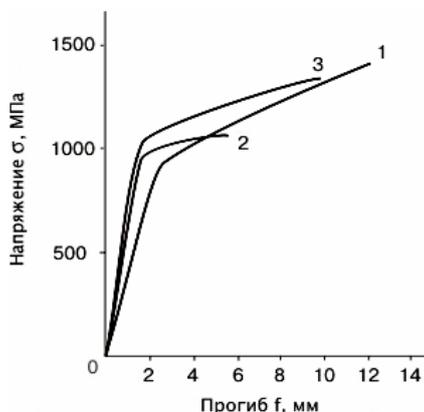


Рис.1. Испытания на коррозионное растрескивание при консольном ступенчатом изгибе образца: на воздухе (1); в 3,5 % NaCl без поляризации (2); при $E = -1,1$ В (н.в.э.) (3) и $E = +0,3$ В (4).

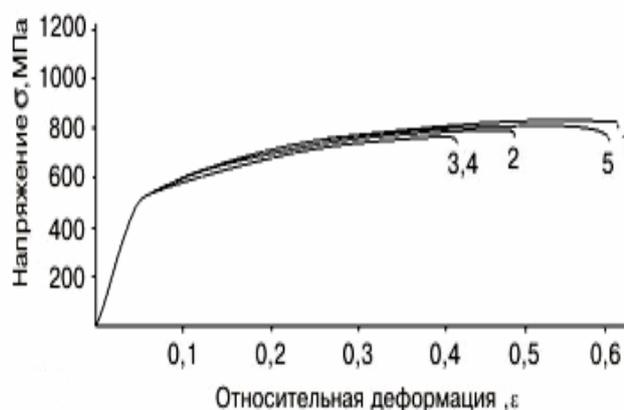


Рис. 2. Диаграммы растяжения стали 45Г17Ю3

При этом после испытаний на образце наблюдается множество тонких трещин, ориентированных поперек оси образца.

С целью выявления причин столь необычного влияния катодной поляризации на сталь данной марки эксперимент повторили. В новых испытаниях использовали образцы после электролитического полирования, при этом были заданы уровни поляризации $E = -0,7$ В и $E = -1,1$ В (рис.2, кривая 5). Полученные диаграммы растяжения практически совпали с кривыми испытаний, проведенных на воздухе.

Общий вид поверхности образца после испытания при $E=-0,7В$ (н.в.э.) представлен на рисунке 3. На образце видны трещины квазискола. Их размер и конфигурация свидетельствуют о формировании в объемах металла фрагментированной мезоструктуры, образованной на стадии предразрушения. На этой стадии зарождение и слияние микротрещин отрыва контролируется процессом внутризеренной пластической деформации.

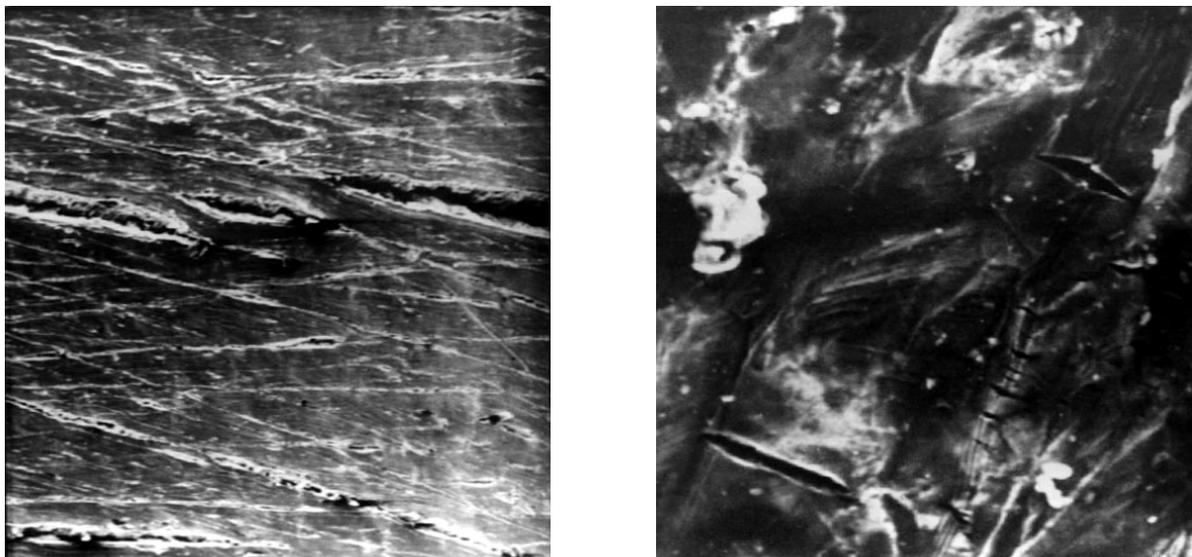


Рис. 3. Поверхность образца при увеличениях: $\times 150$ (слева) и $\times 1000$ (справа).

Известно, что, в отличие от механического, электролитическое полирование повышает сопротивление стали коррозионному растрескиванию. Это связано с удалением неравномерно напряженного поверхностного слоя, возникающего при шлифовании. **Предполагается**, что при шлифовке поверхности образца стали марки 45Г17ЮЗ возможно образование тонкого слоя мартенсита, который чувствителен к наводороживанию в процессе катодной поляризации. Результатом такого процесса является появление тонких трещин, которые в ходе пластической деформации раскрываются и растут за счет образования мартенсита деформации.

При испытании консольных образцов из стали 45Г17ЮЗ при катодной поляризации $E=-1,1В$ (н.в.э.) такого эффекта не наблюдается вследствие того, что, несмотря на возможность образования мартенсита, из-за большого омического сопротивления в вершине трещины поляризация не может превышать значение $E=-0,8В$ (н.в.э.). Это подавляет выделение водорода, способного привести к наводороживанию аустенитной стали.

Проведенные эксперименты подтвердили определяющую роль качества подготовки поверхности аустенитной стали 45Г17ЮЗ в обеспечении сопротивляемости коррозионному растрескиванию при катодной поляризации. В практической деятельности это позволяет рекомендовать использование метода растяжения с малыми скоростями деформирования для оценки коррозионного растрескивания аустенитных сталей при правильной интерпретации результатов экспериментов.

ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЙ – ЛИТИЕВОГО СПЛАВА

М.М. Мышляев^{1,2}, А.А. Мазилкин¹, М.М. Камалов¹

¹ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

² *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*

myshlyae@issp.ac.ru

Исследовалась термическая стабильность и эволюция структуры при температурно – временном воздействии на алюминиевый сплав Al – 5.5% Mg – 2.2% Li – 0.12% Zr в интервалах от 100 до 420°C и от 0,5 до 6 часов. В исходном состоянии сплав имел микрокристаллическую структуру, заданную его обработкой методом РКУ прессования при 370°C. Исследования структуры проводились с использованием методов рентгеноструктурного анализа, а также просвечивающей электронной микроскопии, в том числе и методики *in-situ*.

Исходная структура сплава характеризовалась равноосными зёрнами со средним размером около 1,6 мкм и с развитой субструктурой. В структуре наблюдались выделения двух интерметаллидных фаз: Al₂LiMg и Al₃Li.

Исследования показали, что эволюцию структуры микрокристаллического сплава при температурно–временном воздействии характеризуют два основных процесса. Это возврат и следующий за ним аномальный рост зёрен. При этом, наряду с наблюдаемым укрупнением отдельных зёрен, в структуре преобладают области с довольно малым размером зерна (2 мкм). Имеют место также изменения в размере и морфологии интерметаллидных фаз.

Образцы из полученного материала подвергались механическим испытаниям на одноосное растяжение с постоянной скоростью 5 мм/мин при температуре 370°C. Они демонстрировали сверхпластическое течение.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ С ВЕЛИЧИНОЙ ЭНЕРГИИ, РАССЕЯННОЙ В ЗОНЕ ОГРАНИЧЕННОЙ ПЛАСТИЧНОСТИ ПЕРЕД ВЕР- ШИНОЙ ТРЕЩИНЫ НОРМАЛЬНОГО ОТРЫВА

А.А. Барон, Ю.С. Бахрачева

*Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия,
detmash@vstu.ru*

Известно [1], что конфигурация линий равной интенсивности напряжений σ_i перед вершиной трещины нормального отрыва описывается уравнением (1)

$$R = \left(\frac{\sigma_n}{\sigma_i} \right)^2 \cdot \frac{l}{2} \cos^2 \frac{\theta}{2} \left[(1 - 2\mu)^2 + 3 \sin^2 \frac{\theta}{2} \right]. \quad (1)$$

При $\sigma_i = \sigma_{0,2}$ это уравнение описывает очертания зоны ограниченной пластичности перед вершиной трещины. Ранее [2] получено распределение пластических деформаций вдоль оси X в этой зоне:

$$\varepsilon_i = \varepsilon_f \exp[-\varepsilon_f x / (1,155 \cdot W)], \quad (2)$$

где ε_f – разрушающая деформация,
 W – ширина зоны вытягивания.

Ширина зоны вытягивания может быть определена как

$$W = \frac{0,866 \cdot \varepsilon_f \cdot r}{\ln \varepsilon_f - \ln(\sigma_{0,2} / 3G)}, \quad (3)$$

где r – радиус зоны пластичности перед фронтом трещины в направлении оси X .
 G – модуль сдвига.

Принимая, что при $x < r$ зависимость σ_i от ε_i описывается обобщенной кривой течения, в любой точке пластической зоны вдоль оси X можем рассчитать удельную энергию пластической деформации как:

$$u_i = \int_0^r \sigma_i d\varepsilon_i. \quad (4)$$

Чтобы оценить энергозатраты на формирование всей пластической зоны, необходимо знать поля напряжений и деформаций в любой ее точке. Ввиду трудностей математического характера, такие решения в замкнутом виде пока не найдены.

Поэтому в первом приближении было принято, что расчет координат линий равных интенсивностей напряжений и деформаций внутри зоны пластичности может быть сделан на основе уравнения (1). Полагая, что в вершине трещины в момент разрушения интенсивность напряжений достигает истинного разрушающего напряжения S_k , а на контуре зоны пластичности – $\sigma_{0,2}$, эти расчеты провели для 100 значений интенсивности напряжений в интервале от S_k до $\sigma_{0,2}$. Далее рассчитывались площади S_i , ограниченные контурами всех этих линий:

$$S_i = \frac{1}{2} \int_0^{2\pi} r^2 d\theta = \left(\frac{K_{1c}}{\sigma_i} \right)^4 \cdot \int_0^{2\pi} \frac{f^2(\theta)}{2} d\theta, \quad (5)$$

где

$$f(\theta) = \cos\left(\frac{\theta}{2}\right)^2 \cdot \left[(1 - 2\mu)^2 + 3 \sin\left(\frac{\theta}{2}\right)^2 \right] \cdot \frac{1}{2\pi}. \quad (6)$$

Интегрируя, получим

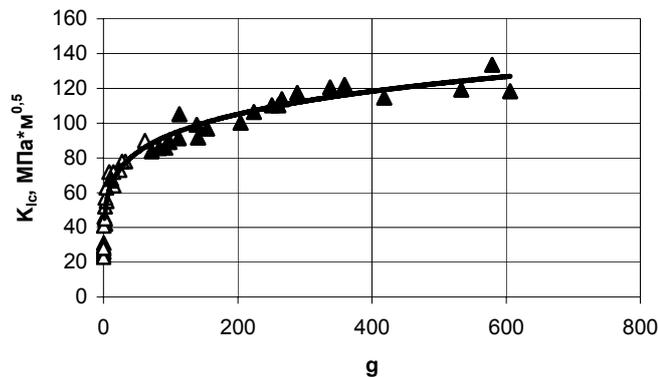
$$S_i = 0,0206 \cdot \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_i} \right)^4. \quad (7)$$

Полагая, что, ввиду малости расстояний между соседними контурами, величина удельной энергии пластической деформации u_i между ними принимается постоянной, найдем общие энергозатраты на образование всей пластической зоны:

$$\gamma = \sum_1^{100} \Delta S_i \cdot u_i. \quad (8)$$

Здесь ΔS_i – площадь, заключенная между соседними контурами.

С целью проверки предлагаемой модели рассмотренные расчеты были проведены для низкопрочных феррито-перлитных сталей [3], механические свойства которых определяли в широком интервале температур, а также для ряда высокопрочных сталей [4].



Зависимость K_{Ic} от величины γ_{cp}

△ – высокопрочные стали, ▲ – низкопрочные стали

Как видно из рисунка, зависимость вязкости разрушения от энергии рассеянной в зоне ограниченной пластичности перед фронтом трещины нормального отрыва для двух групп рассмотренных сталей описывается одной линией, которую можно аппроксимировать следующим уравнением:

$$K_{Ic} = 42,738\gamma^{0,17} \quad (9)$$

Зависимость (9) представляет большой интерес, так как может служить основой для создания практического метода прогнозирования трещиностойкости материалов разных классов и уровней прочности не только по результатам испытаний на растяжение.

Список литературы

1. Махутов Н.А. Деформационные критерии разрушения и расчет элементов конструкций на прочность. – М.: Машиностроение. 1981. – 272 с.
2. Baron A.A. The Relationship Between Fracture Toughness, Stretched Zone Width and Mechanical Properties in Tensile Test // Eng. Fract. Mech.–1994.–49, № 3.– p. 445–450.
3. Красовский А.Я., Краси́ко В.Н. Трещиностойкость сталей магистральных трубопроводов. Киев.: Наукова думка, 1990.–176 с.
4. Вязкость разрушения конструкционных сталей. Романив О.Н.Серия – «Достижения отечественного металловедения». М.: Металлургия, 1976. – 176 с.

ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ОКИСИ ЦИНКА

Регель В.Р., Сизова Н.Л.

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия

aopt@ns.crys.ras.ru

Кристаллы окиси цинка принадлежат к классу полупроводников группы A^2B^6 , являются пьезо и пироэлектриками, обладают оптическими и лазерными эффектами. Эти кристаллы применяются в электронной и космической технике, в ядерной технике - как высокотемпературный пьезодатчик (гидрофон). В последнее время окись цинка рассматривается как потенциальный материал для коротковолновой оптоэлектроники [1]. Данные о механических свойствах ZnO в широком температурном интервале имеют большое значение для расширения сферы его применения.

Из монокристалла ZnO вырезали пластины размером 10x10x2 мм двух ориентаций - по плоскости базиса (0001) и по плоскости призмы $\{10\bar{1}0\}$. Индентирование по Виккерсу производили с нагрузкой $P=1\text{Н}$ в температурной области 93 - 1173К. Как следует из эксперимента, микротвердость (Н) плоскости базиса ~ в два раза превышает Н плоскости призмы. Так, при 93К $H_{0001} \sim 10\text{ГПа}$, а Н призмы ~ 5ГПа. При повышении температуры наблюдается резкое падение твердости обеих плоскостей до 373К от 10 ГПа до ~4 ГПа для плоскости базиса и от 5 ГПа до ~ 2 ГПа для плоскости призмы. При дальнейшем повышении температуры до 1173К величины Н для обеих плоскостей плавно уменьшаются до ~ 1 ГПа для плоскости базиса и ~ 0,5 ГПа для плоскости призмы. Сопоставление Н плоскости базиса ZnO с микротвердостью кварца и лангасита при $T_{\text{комн}}$ [2] показывает, что ZnO ~ в два раза "мягче" кварца и лангасита. Исследование формы отпечатков с помощью оптической микроскопии показало, что плоскость (0001) является пластичной уже при 93К, в то время как на плоскости призмы возникают радиальные трещины в направлении $\langle 11\bar{2}0 \rangle$, характерном для решетки типа вюртцита. Эти трещины сохраняются во всем исследованном интервале т-р. С помощью метода Эванса [3] определено сопротивление материала разрушению - K_{1C} . Для плоскости призмы при комнатной температуре $K_{1C} \sim 0,09\text{ МПа м}^{1/2}$. Эффективная энергия разрушения $\gamma = K_{1C}^2/2E$, где E- модуль Юнга, равный $4,77 \times 10^{10}\text{ Н/м}^2$, составляет ~ 0,085 Н/м.

Список литературы

1. S.O.Kucheyev, J.E. Bradby, J.S. Williams et al. Appl.Phys.Let 2002,80,N6,956-958.
2. А.А.Аронова, Г.В.Бережкова, и др. Кристаллография, 1990,25,N4,933-938.
3. A.Evans. A. Charles. J Amer. Ceram Soc. 1976,59,731-732.

АНАЛИЗ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ ГРАДИЕНТНЫХ СЛОЕВ В ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ, СФОРМИРОВАННЫХ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ

Коваленко В.В.¹, Жулейкин С.Г.¹, Попова Н.А.², Ветер В.В.², Козлов Э.В.²,
Громов В.Е.¹

1 – Сибирский государственный индустриальный ун-т, Новокузнецк, Россия

2 – Томский государственный архитектурно-строительный ун-т, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru

Различные виды химико-термической обработки, внешние энергетические воздействия, повышающие эксплуатационные характеристики материалов, формируют в поверхностных слоях градиентные структурно-фазовые состояния. Разработка технологии улучшения коррозионных и прочностных свойств поверхностных слоев сталей при высокотемпературной цементации невозможна без детального анализа структурно-фазовых превращений и изменений дислокационной субструктуры.

Методами оптической и электронной дифракционной микроскопии выполнен количественный анализ изменения структуры, фазового состава и дислокационной субструктуры поверхностных слоев стали 9ХФ после высокотемпературной цементации.

Процесс поверхностного насыщения углеродом (цементация) проводился на стали 9ХФ. Образцы имели форму прутков диаметром 44мм. Цементация осуществлялась с помощью воздействия углеводородного горючего (солярка, мазут), нагретого до температуры 1000-1150⁰С. Время выдержки выбиралось таким, чтобы образец не прогревался полностью, и в его центральной части сохранялась структура исходного перлита. После цементации образцы охлаждали на воздухе.

Исследования структуры и фазового состава стали после цементации проводили методами оптической и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии на образцах, вырезанных параллельно поверхности цементованного слоя на различных расстояниях. Предварительно шлифы, полученные в направлении, перпендикулярном обработанной поверхности, подготавливали методами химического и электрохимического травления. Химическое травление позволило выявить цементованный слой, электрохимическое – его структуру. Из слоев, имеющих различную структуру, параллельно обработанной поверхности на электроискровом станке вырезали тонкие пластинки толщиной ~0,2 мм. Режим вырезки был подобран таким образом, что не вносил дополнительных искажений и не влиял на структуру материала.

Фазовый анализ (как качественный, так и количественный) проводился по изображениям, подтвержденным микродифракционными картинками и темнопольными изображениями, полученными в соответствующих рефлексах.

В зависимости от фазового состава и морфологии структура стали 9ХФ, подвергнутой цементации, может быть разделена на четыре зоны (табл):

1. Зона реакционной или интенсивной диффузии углерода - зона со значительным пересыщением по углероду.
2. Промежуточная зона, в которой протекала реакционная и объемная диффузии.
3. Зона объемной диффузии (зона термического влияния и слабой диффузии углерода).
4. Зона исходного перлита, являющаяся центральной частью образца.

Зона диффузии углерода	Номер слоя	Ширина слоя, мкм	Фазы, составляющие слой	Объемная доля фаз	Вид α - и γ -фаз
Зона реакционной диффузии углерода	I	20	Карбиды железа	0,80	α - и γ -фазы отсутствуют
			$M_{23}C_6$	0,20	
			Аморфный углерод	<0,005	
Промежуточная зона	II	180	Карбиды железа	0,40	α -фаза – зерна; γ -фаза – ломели внутри зерен α -фазы
			$M_{23}C_6$	0,15	
			α	0,30	
			γ	0,15	
	III	100	Карбиды железа	0,29	
			$M_{23}C_6$	0,07	
			α	0,29	
			γ	0,35	
Зона объемной диффузии углерода	IV	600	α	0,32	γ -фаза – крупные зерна; α -фаза – микрозерна по границам и в стыках зерен α -фазы
			γ	0,48	
			Карбиды железа	0,17	
			$M_{23}C_6$	0,03	
	V	400	α	0,57	α -фаза – отпущенный пластинчатый мартенсит; γ -фаза – прослойки по границам пластин
			γ	0,23	
			Карбиды железа	0,17	
			$M_{23}C_6$	0,03	
	VI	18700	α	0,78	α -фаза - зерна
			γ	0,02	
			Карбиды железа	0,17	
			$M_{23}C_6$	0,03	
Зона исходного перлита	VII	2000	α	0,80	α -фаза – ферритные прослойки в перлитных зернах
			γ	0	
			Карбиды железа	0,17	
			$M_{23}C_6$	0,03	
			Графит	<0,01	

МЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ СТАЛЕЙ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАНИЕМ

Соснин О.В.¹, Козлов Э.В.², Иванов Ю.Ф.², Целлермаер В.В.¹, Грецкая И.А.¹,
Коновалов С.В.¹, Громов В.Е.¹, Сучкова Е.Ю.¹

1 – Сибирский государственный индустриальный ун-т, Новокузнецк, Россия,

konovalov@physics.sibsiu.ru

2 – Томский государственный архитектурно-строительный ун-т, Россия,

kozlov@mail.tomsknet.ru

В работе установлены физические причины пластификации сталей 08X18H10T и 45Г17ЮЗ при усталостном мало- и большецикловом нагружении с импульсным токовым воздействием. Они заключаются, во-первых, в протекании процессов динамической рекристаллизации, во-вторых, в изменении кинетики самоорганизации дислокационной субструктуры, в-третьих, в инициировании распада твердого раствора с выделением частиц второй фазы, в-четвертых, в подавлении мартенситного $\gamma \Rightarrow \varepsilon$ деформационного превращения, в-пятых, в развитии вторичного скольжения при уменьшении амплитуды внутренних полей напряжений, в-шестых, в развитии дефектной структуры вследствие деформации превращения и возврата. Особое значение приобретает воздействие электростимуляции на локальные процессы в дислокационной субструктуре, приводящие к ускорению или торможению дислокаций. Вследствие этого электростимуляция тормозит эволюцию дислокационных субструктур и, в особенности, резко замедляет развитие дислокационных границ деформационного происхождения. Одновременно замедляется развитие $\gamma \Rightarrow \varepsilon$ превращения. Итогом всей совокупности процессов является резкое уменьшение плотности возможных мест зарождения микротрещин в электростимулированной аустенитной стали и значительная пластификация ее в условиях усталостного нагружения. Вся совокупность этих процессов затрудняет зарождение и развитие микротрещин, сдвигая разрушение к более высокому числу циклов нагружения.

Независимо от типа дислокационной субструктуры, с ростом количества циклов нагружения амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки стали увеличивается, достигая максимальных значений при разрушении стимулированного и не стимулированного образцов. Однако в образце, прошедшем промежуточное электростимулирование, скорость нарастания амплитуды дальнедействующих полей напряжений ниже, чем в не стимулированном. Поэтому процессы зарождения и, особенно, развития трещин в первом случае отодвигаются к более высокому значению числа циклов нагружения.

Усталостное нагружение не стимулированной стали приводит к мартенситному $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращению. Однако, вплоть до разрушения в локальных участках материала наблюдается формирование лишь одного варианта кристаллов мартенсита. Нагружение стали после электростимуляции приводит не к возникновению новых объемов, содержащих кристаллы мартенсита, а к срабатыванию в объемах стали, уже содержащих кристаллы мартенсита, других систем мартенситного $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращения. Такой процесс, несомненно, является релаксационным и уменьшает опасность зарождения разрушения. В дальнейшем микротрещины возникают по границам кристаллов ε -мартенсита. Местом зарождения их служат пересечения разных кристаллографических систем деформационного мартенситного превращения.

Обнаружена еще одна специфическая причина пластификации материала при электростимулировании. Сравнение дислокационных субструктур двух образцов стали 45Г17ЮЗ в разрушенном состоянии без и с электростимулированием свидетельствует об изменении электронной структуры твердого раствора и его концентрационного состава. Наряду с микродвойниками хорошо видны их зародышевые дислокации – конфигурации прямолинейных дислокаций. Электростимулирование уменьшает содержание ε -фазы и, вследствие этого, повышает работу образования микротрещин, поскольку трещины имеют тенденцию располагаться на межфазных границах γ / ε . Уменьшение вклада $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращения в деформацию компенсируется, наряду с дислокационным скольжением, и двойникованием. Действительно, после электростимулирования и последующего разрушения скалярная плотность дислокаций и плотность микродвойников наивысшая. Изменение электронной структуры стали обусловлено изменением концентрации атомов алюминия в твердом растворе. Последнее событие связано с разрушением частиц алюминия движущимися полными дислокациями, двойнивающими дислокациями и дислокациями $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращения. Наряду с полями напряжений, изменения в электронной структуре являются еще одним фактором повышения пластичности материала. При электростимулировании происходит увеличение концентрации в твердом растворе трехзарядных ионов алюминия. Это приводит, во-первых, к аномальному массопереносу ионов углерода и алюминия, которые активно взаимодействуют с дислокациями, вызывая их перемещение. Во-вторых, к наличию сегрегаций углерода и алюминия на дислокациях, что усиливает перемещение последних под действием электрического поля в виду наличия на них зарядов. Наконец, в-третьих, должен иметь место неоднородный локальный разогрев при электростимулировании вследствие неоднородного электросопротивления твердого раствора, обусловленного его неоднородной атомной и дефектной субструктурой. Все это приводит к повышению стойкости стали и переносит усталостное разрушение при циклических испытаниях к большему числу циклов.

СОЗДАНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ

В.В. Грачев, В.Д. Сарычев, В.И. Петров, В.Е. Громов

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

В последнее время становится все более очевидным, что однородность структуры и свойств металлических материалов, используемых в промышленных целях, далеко не всегда является желательной. Оптимальным может быть градиентное строение, «квазикомпозит». Поэтому экспериментальное и теоретическое изучение градиентных структур и процессов их образования в сталях, как важнейших промышленных сплавах, является актуальной задачей. Как правило, градиентные структурно-фазовые состояния формируются в материалах, подвергнутых поверхностным энергетическим воздействиям в условиях, ограничивающих протекание выравнивающих процессов. Повышение эксплуатационных требований к изделиям из стали постоянно стимулирует разработки в области поверхностного упрочнения. Локальная обработка приводит к образованию градиентных структур в виде твердого, износостойкого поверхностного слоя и вязкой матрицы, способной перераспределять напряжения. В ряде работ экспериментально показано, что эффективным инструментом создания градиентных структур являются высокоскоростные гетерогенные плазменные потоки и прерывистая закалка после объемного или поверхностного нагрева.

С целью детального изучения градиентных структурно-фазовых состояний, возникающих в перлитной стали, были исследованы рельсовые темплеты и копровые пробы рельсов из стали М76 после поверхностного магнитоплазменного упрочнения и после дифференцированной закалки, которая представляла собой прерывистую закалку с температуры ~ 850 °С в двух средах (подстуживание до 500 °С поверхностных слоев в верхней части головки в водном растворе NaCl, затем – объемное охлаждение образца в масле). Для плазменной обработки использовался плазмотрон с магнитной отклоняющей системой, работающей с частотой 450 Гц, что позволяло получать колебания струи с амплитудой до 50-70 мм. Нагрев поверхности образца производился до температуры ~ 900 °С (выше A_{c3} , но ниже температуры плавления), быстрый отвод тепла в холодную массивную матрицу позволял фиксировать получаемую структуру.

Металлографический анализ методами оптической и просвечивающей электронной микроскопии показал, что оба способа обработки материала (плазменное упрочнение поверхности и дифференцированная закалка) приводят к формированию упрочненного приповерхностного слоя варьируемой толщиной 0,8...2,0 мм; фазовый состав и структура непрерывно изменяются от поверхности вглубь. В случае дифференцированной закалки удаление от поверхности сопровождается переходом от многофазной структуры (конгломерата из перлитных зерен, зерен свободного феррита и частиц зернограницного цемента) к однофазной (пластинчатый перлит) с одновременным изменением среднего размера зерна перлита, скалярной плотности дислокаций и величины дальнедействующих полей напряжений. Эти экспериментально установленные зависимости имеют нелинейный характер. В случае обработки плазмой при переходе от поверхности к центральной части образца наблюдается смена мартенситной структуры микроглобулярным перлитом и далее – перлитом пластинчатым с параллельной эволюцией параметров дефектной субструктуры. При дифференцированной закалке максимальные изменения структурно-фазового состояния

наблюдаются непосредственно вблизи поверхности и на глубине 0,5...0,8 мм; в случае обработки стали плазмотроном – на глубине 0,4...0,5 мм.

Показано, что износостойкость рельсовой стали М76 после плазменной обработки в 3,3-3,4 раза выше, по сравнению с объемнозакаленной. Измерения показали, что после обработки плазмотроном не наблюдается резких изменений значений твердости и микротвердости, т.е. переход «упрочненный слой-матрица» не имеет четкой границы, как при наклепе в процессе эксплуатации. Ни в переходной зоне, разделяющей поверхностный слой и матрицу, ни в зоне перекрытия струи плазмотрона релаксации не отмечено.

При дифференцированной закалке в головке рельсового темплета формируется поверхностный слой толщиной 1,0-2,0 мм с мелкодисперсной структурой, резко отличной от структуры основного металла, с повышенными твердостью и износостойкостью. В пределах этого слоя наблюдаются немонотонные зависимости количественных параметров структуры (размер зерна, дисперсность структуры перлита и др.), твердости и микротвердости от глубины. Толщина упрочненного слоя практически прямопропорциональна времени подстуживания рабочей выкружки головки темплета в первой охлаждающей среде. По поперечному сечению образца наблюдаются три характерные зоны: упрочненный приповерхностный слой; переходная зона; структура основного металла.

Таким образом, предложенные способы модификации поверхностных свойств за счет высокоинтенсивных внешних энергетических воздействий позволяют, в целом, существенно улучшить комплекс эксплуатационных свойств перлитной стали (твердость, микротвердость, трещино- и износостойкость).

В настоящей работе проанализирована также теплофизическая ситуация при дифференцированной (прерывистой) закалке стали и разработана математическая модель образования градиентных структур, возникающих по глубине металла при воздействии теплового потока в виде последовательных прямоугольных импульсов, с целью расчета технологических режимов прерывистой закалки проката. При построении модели и создании алгоритма расчета параметров прерывистого теплового потока использовалось общее решение математической задачи теплопроводности с кусочно-постоянным тепловым потоком. Для случая изделия сложной формы (рельс) профиль поперечного сечения задается в виде массива координат точек, начальные и граничные условия, а также параметры модели определяются режимом дифференцированной закалки. Численный расчет температурного поля в стальных изделиях реализован с использованием программных пакетов Delphi и Maple. Результаты расчета хорошо совпадают с данными эксперимента, что свидетельствует об адекватности модели.

Разработанная модель применена для расчета тепловых полей при прерывистой термообработке проката (арматуры диаметром 40 мм) и при дифференцированной закалке рельса. Из полученных для различных моментов времени схем распределения температуры по сечению катанки определяются глубина зоны мартенситных превращений и размеры зоны отпуска. Расчетные величины совпадают с данными металлографического анализа. Предложенную модель можно использовать для прогнозирования свойств поверхностноупрочненного проката и расчета режимов прокатки и термической обработки.

С целью оценки возможных эксплуатационных свойств изделий с градиентными структурами проведен, в рамках теории упругости многослойных сред, анализ напряжений, возникающих в переходной зоне материала, разработан численно-аналитический алгоритм расчета напряженного состояния материалов с градиентной структурой. Количественные оценки сделаны для случая расчета напряжений в рельсе с градиентной структурой. Получены зависимости нормальных и касательных напряжений по линии раздела сред от продольной координаты для различных

параметров нагрузки. Показано, что при малой ширине зоны контакта (например, «колесо-рельс») более выгодна градиентная структура с жестким верхним слоем, наличие которой не приводит к возникновению опасных напряжений с резкими максимумами на границе раздела «упрочненный слой-матрица» в широком диапазоне параметров воздействия.

Анализ комплекса математических моделей и совокупности экспериментальных данных позволяет сделать вывод о том, что материалы и реальные изделия сложной формы с градиентной структурой, полученной в результате внешних энергетических воздействий на поверхностные слои, должны и могут обладать повышенными эксплуатационными характеристиками.

ФОРМИРОВАНИЕ И УПРАВЛЕНИЕ ГРАДИЕНТНЫМИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫМИ СОСТОЯНИЯМИ В АРМАТУРЕ ПРЕРВАННОЙ ЗАКАЛКОЙ

А.Б.Юрьев¹, Ю.Ф.Иванов², В.В.Коваленко¹, Э.В.Козлов², В.Е.Громов¹,
Чинокалов В.Я.¹

1 – Сибирский государственный индустриальный ун-т, Новокузнецк, Россия

2 – Томский государственный архитектурно-строительный ун-т, Россия

gromov@physics.sibsui.ru

Повышенные механические свойства арматуры достигаются использованием технологии ее производства методом прерванной закалки. В настоящей работе выполнено детальное изучение формирования структурно-фазового состояния образцов арматуры из стали 18Г2С диаметром 40 мм в потоке стана 450.

В результате анализа структуры стали методом тонких фольг на просвет было установлено, что центральная (приосевая) зона прутка ($D < 10$ мм) сформирована зернами феррита и перлита, размеры которых изменяются в довольно широких пределах: зерна феррита – от единиц до десятков микрометров, зерна перлита – от десятых долей до единиц микрометра. Как правило, мелкие зерна феррита располагаются вдоль границ крупных.

Характерной особенностью второй зоны ($10 < D_2 < 20$ мм) является формирование протяженных прослоек цементита вдоль границ ферритных зерен. Внутри пластин наблюдается ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой составляет $\sim 2,5 \cdot 10^{10}$ см⁻². Частиц карбидной фазы пластины не содержат. Данные характеристики позволяют предположить, что пластины являются видманштеттовым ферритом.

Структура третьей зоны арматурного прутка ($20 < D_3 < 36$ мм) сформирована исключительно зернами феррита. Зерна перлита не фиксируются. Внутри зерен феррита наблюдается разнообразная дислокационная субструктура, а именно, сетчатая, ячеистая и фрагментированная. Независимо от типа дислокационной субструктуры, внутри зерен феррита выделяются частицы цементита, располагающиеся на дислокациях, границах ячеек и фрагментов.

Анализ слоистой структуры показывает, что

- структура центральной (приосевой зоны) образуется в результате диффузионного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения с одновременным выделением частиц цементита;
- структура промежуточной зоны представляет собой двухфазную смесь, состоящую из частиц карбида железа сферической (глобулярной) и игольчатой (пластинчатой) морфологий, расположенных в ферритных зернах;
- структура приповерхностной зоны на стадии охлаждения формируется в результате мартенситного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Последующий “самоотпуск” под действием тепла приосевого объема прутка привел к релаксации дислокационной субструктуры, фрагментации кристаллов мартенсита и образованию центров рекристаллизации, а также интенсивному протеканию процесса карбидообразования.

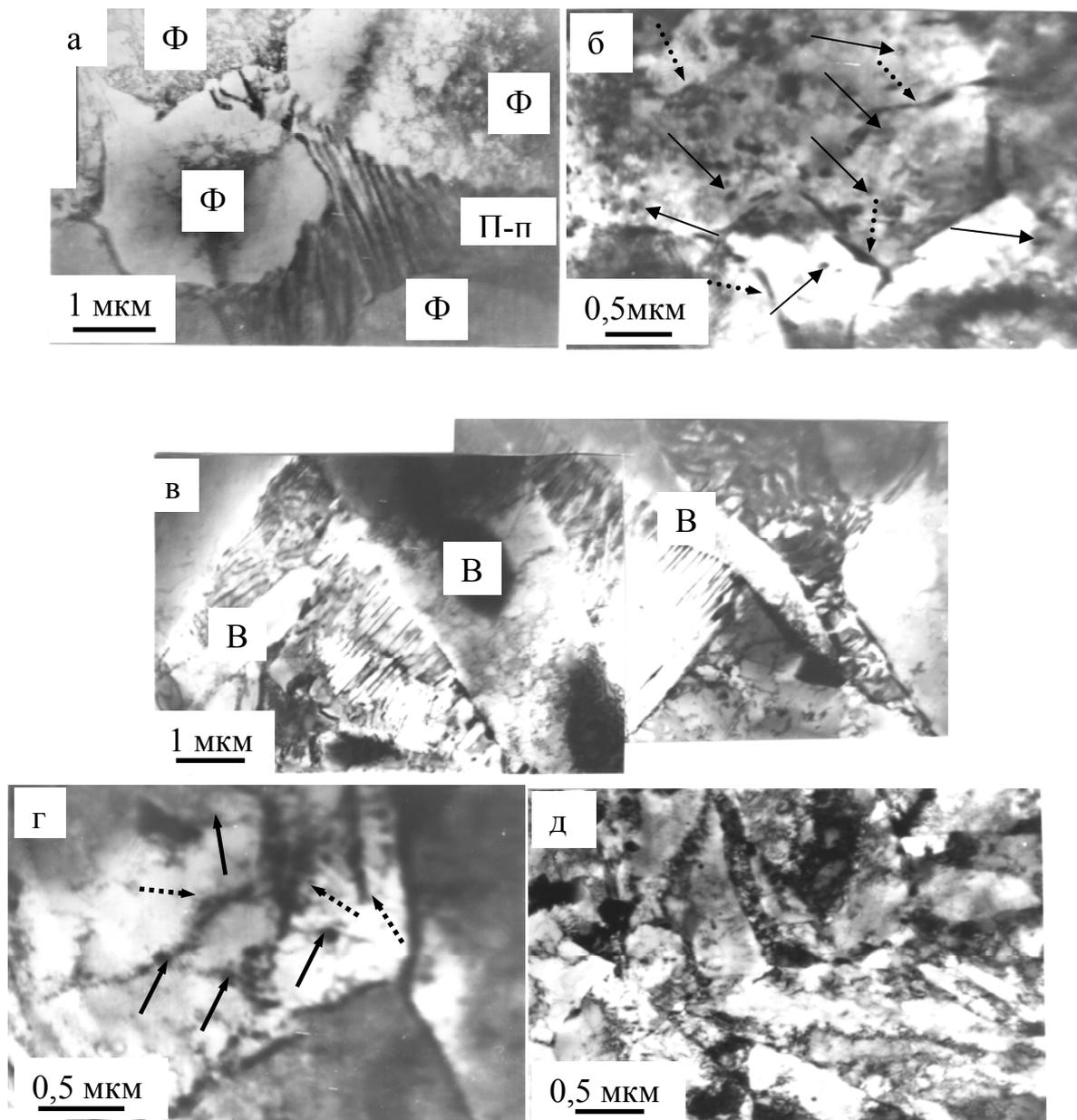


Рис.1. Электронно-микроскопическое изображение характерной структуры арматурного прутка стали 18Г2С (\varnothing 40 мм) слоев, находящихся на расстоянии, мм ~ 9 (а), 6 (б), 7,5 (в), 4,5 (г), 2 (д) от поверхности охлаждения. На (б), (г) стрелками указаны частицы цементита, расположенные в зернах α -фазы (сплошными стрелками – частицы округлой формы, пунктирными – пластинчатой формы). Ф – зерна феррита, П – перлита, П-п «псевдоперлита», «В» – пластины видманштеттова феррита, Ц – частицы цементита, расположенные на границах зерен феррита.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СУБМИКРООБЪЕМАХ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПРИ НЕСТАЦИОНАРНОМ КОНТАКТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Ю. И. Головин, В. В. Коренков, Н. В. Коренкова, Акчурин М.Ш.*

Тамбовский государственный университет им. Г. Р. Державина, Россия

**Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия*

golovin@tsu.tmb.ru

Во многих практических важных случаях контактного взаимодействия двух тел давление, развивающееся в пятнах реального контакта, оказывается достаточным для фазового перехода (ФП) в этих субмикрочастицах приповерхностного слоя материала. Толщина поверхностных слоев, затрагиваемых в этих процессах, составляет от единиц нанометров до десятков микрон [1]. Именно такой глубины отпечатки инденторов используются в стандартных тестах на микро- и нанотвердость. Экстремально высокие давления, необходимые для ФП, создаются под индентором на начальной стадии его погружения в материал, когда площадь их контакта особенно мала. При этом в зоне деформации на поверхности образуется новая фаза, изменяющая все свойства материала [2]. Учет этого обстоятельства может содействовать не только правильному выбору и оптимизации режимов механической обработки таких материалов, но и способствовать более глубокому пониманию механизмов реальных наноконтактных приповерхностных процессов, таких как износ, сухое трение, эрозия материалов и др.

В настоящей работе проведено экспериментальное исследование структурных ФП, вызываемых высоким контактным давлением под индентором, в материалах с различной исходной структурой: ионно-ковалентном кристалле (CaF_2), квазикристалле Y-Mg-Zn и керамиках на основе диоксида циркония с частично (PSZ) и полностью (TZP) стабилизированными структурами. Экспериментально параметры структурных превращений в этих материалах исследовались с помощью техники глубино-чувствительного индентирования (наноиндентирования), позволяющей осуществлять с высоким разрешением *in situ* мониторинг перемещения индентора в зависимости от величины приложенной нагрузки. Использовался нанотестер собственной конструкции, устройство и принцип действия которого подробно описаны ранее [3]. При этом разрешающая способность по смещению индентора – хорошо аттестованного алмазного наконечника Берковича – составляла 0,1 нм, по нагрузке – 1 мкН, по времени – 50 мкс. Все измерения проводились при нагрузках, не вызывавших образования микротрещин при индентировании данных материалов. Рекордно высокое быстродействие позволяло проводить цикл нагружения-разгрузки за время от 20 мс до 100 с и исследовать кинетику ФП под индентором.

Образование новой фазы под индентором вызывало появление характерных особенностей на кривой нагружения – резкого изменения наклона кривой нагружения или скачкообразного изменения глубины погружения индентора при неизменном значении нагрузки (рис. 1а), а аналогичные явления на разгрузочной кривой – об обратных переходах. При циклическом индентировании нагрузкой, увеличивающейся на 20% от цикла к циклу, дополнительную информацию о параметрах ФП можно было извлечь из ширины или площади гистерезисных петель, образующихся между кривыми разгрузки и повторного нагружения каждого из циклов. При этом более информативным оказывается построение гистерезисных петель в координатах «среднее контактное давление» – «смещение индентора» (рис. 1б).

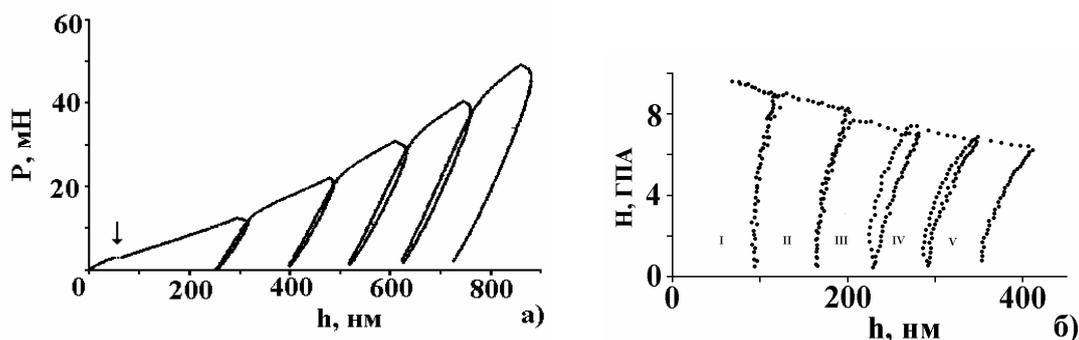


Рис. 1. Идентификация структурных превращений при циклическом наноиндентировании по скачку на кривой нагружения для монокристалла CaF_2 (а) и гистерезису среднего контактного давления в отпечатке для квазикристалла Y-Mg-Zn (б).

Анализ полученных результатов позволил установить особенности фазовых переходов в каждом исследованном материале. В ионно-ковалентном кристалле CaF_2 фазовый переход имеет место при давлениях $p_{av} \approx 3 \div 3,5$ ГПа, причем большей скорости нагружения соответствует и более высокое давление, вызывающее ФП. Рентгеновская спектроскопия поверхности вокруг отпечатка подтверждает наличие новой фазы на его дне.

В циркониевых керамиках (как PSZ, так и TZP) не наблюдается скачков на кривой нагружения, аналогичного показанному на рис. 1а. Однако гистерезисные петли при циклическом нагружении образуются, и факт образования новой мартенситной фазы при этом подтверждается (по крайней мере, для PSZ-керамик) спектрами микро-Рамановского рассеяния света, полученными другими авторами [4]. Анализ размера гистерезисных петель позволил установить, что контактное давление, индуцирующее ФП в циркониевых керамиках, растет с увеличением скорости деформации. При этом полный выход мартенситной фазы происходит в субмикрообъеме всего за несколько секунд, тогда как при макроскопической деформации на это требуются сотни секунд.

В квазикристалле $\text{Mg}_{30}\text{Y}_{10}\text{Zn}_{60}$ скачки деформации при циклическом нагружении появляются при нагрузках, превышающих некоторое пороговое значение. При этом гистерезис контактного давления наблюдается только после того, как начинается скачкообразная неупругая деформация материала (рис. 1б). Это позволяет предположить, что наряду с локализацией деформации в полосах сдвига в недрах отпечатка происходит формирование упорядоченной нанокристаллической структуры.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 01-02-16573) и Министерства Образования РФ (грант в области естественных наук № E02-34-263).

1. Дедков Г.В. Нанотрибология: экспериментальные факты и теоретические модели // УФН. 2000. Т. 170. № 6. С. 585-618.
2. Domnich V., Gogotsi Yu. Phase Transformations in Silicon under Contact Loading // Rev. Adv. Mater. Sci. 2002. V. 3. P. 1-36.
3. Golovin Yu.I., Ivolgin V.I., Korenkov V.V., Korenkova N.V., Farber B.Ya. Improvement in the Nanoindentation Technique for Investigation of the Time-Dependent Material Properties // Phil. Mag. A. 2002. V. 82. № 10. P. 2173-2177.
4. Domnich V., Gogotsi Y., et al. Identification of Pressure-Induced Phase Transformations Using Nanoindentation // Mat. Res. Soc. Symp. Proc. 2001. V. 649. С. 891-896.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА КОМПЛЕКС МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА 82К3ХСР

Ушаков И. В., Федоров В. А., Пермякова И. Е.

Тамбовский государственный университет им. Г. Р. Державина, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Одним из методов обработки металлических стекол (МС) является термический отжиг, приводящий к изменению структуры, свойств и эксплуатационных характеристик МС [1-3]. Оптимизация свойств материала для конкретных применений требует проведения специальных структурных исследований, позволяющих при заданном составе определять режимы термической обработки.

Целью работы являлось исследование влияния термической обработки на комплекс механических свойств МС и характер кристаллизации.

Исследования проводили на металлическом стекле 82К3ХСР. Толщина ленты 30 мкм, состав: 83,7%Co+3,7%Fe+3,2%Cr+9,4%Si (вес.%). Перед испытанием образцы отжигали в печи при $T_{an}=503 - 1183\text{K}$ с выдержкой 10 мин при каждой температуре. Характер деформации и разрушения МС исследовали U – методом и методом микроиндентирования. В традиционном U – методе оценивали величину деформации изгиба, при которой происходит хрупкое разрушение. Для статистики при каждой T_{an} испытывалось не менее 15 образцов. Индентирование МС на полимерной подложке с различной микротвердостью осуществляли на микротвердомере ПМТ-3. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-2. Изучение поверхности МС осуществляли на оптическом микроскопе МИМ-7. Локальную термическую обработку образцов осуществляли воздействием импульсного лазерного излучения оптического квантового генератора «КВАНТ-15» с длиной волны 1064 нм и энергией от 4 до 8 Дж.

1. Разработана методика определения пластичности отожженного МС, основанная на его индентировании на подложке. Проведен сравнительный анализ изменения пластичности МС от температуры предварительного отжига U – методом и методом микроиндентирования на различных полимерных подложках. Установлено, что метод микроиндентирования позволяет: а) достовернее фиксировать изменения пластичности с изменением температуры и времени отжига; б) проводить исследования в локальных областях, где U - метод не может быть использован.

Показано, что зависимость вероятности образования трещин на МС от нагрузки на индентор является линейной для любых температур отжига и не зависит от характеристик используемых подложек.

В процессе микроиндентирования установлено, что по мере повышения температуры отжига меняется морфология разрушения МС, обусловленная, в свою очередь, формированием складок материала вокруг места воздействия индентора. Использование эластичных подложек предпочтительнее для определения пластичности МС. Данные, полученные на таких подложках, адекватны результатам U – метода.

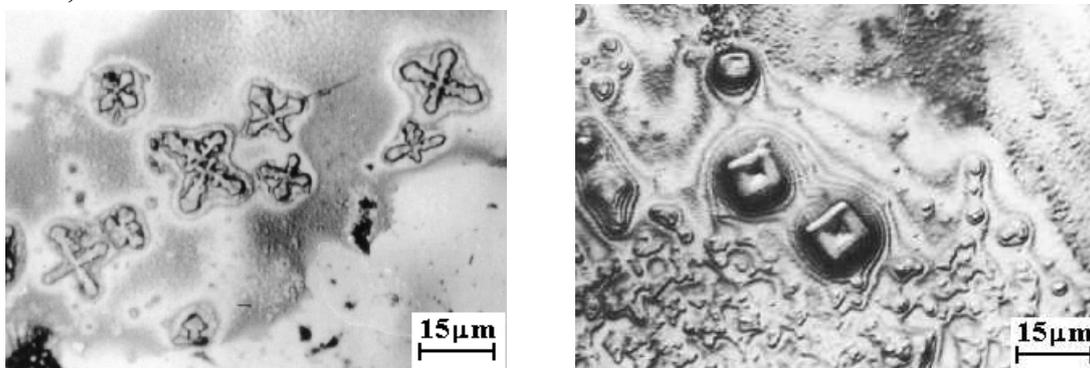
2. Установлено, что в результате воздействия импульсного лазерного излучения на области МС диаметром от 300 мкм до 2 мм формируются локальные зоны отожженного материала. При малой площади облучаемой поверхности и достаточной энергии излучения, образуется проплав в центре зоны. Размеры зон проплава и отжига изменяются в зависимости от энергии импульса и площади облучаемой поверхности.

Установлены линейные зависимости вероятности образования трещин МС от нагрузки при индентировании участков равноудаленных от центра зон лазерного

воздействия, образованных импульсами с одинаковой энергией, длительностью и формой.

В результате микроиндентирования облученной зоны образуются характерные микрокартины разрушения, аналогичные полученным на термически отожженных образцах МС. Воспроизводимость экспериментальных результатов хуже, чем в случае отжига, что связано с изменением механических характеристик материала, по мере удаления от центра зоны. В то же время, из-за локального характера воздействия и малого размера облученных зон, U – метод не может быть применен, в то время как метод микроиндентирования позволяет определять пластичность материала в данных микрообластях.

3. Изучен морфогенез кристаллизации МС при отжиге. Установлено, что процесс кристаллизации в лентах МС на основе кобальта обнаруживается вначале в тонком поверхностном слое. Возможными причинами могут быть: повышенная дефектность поверхностного слоя, уменьшение полной поверхностной энергии, более легкое протекание процессов диффузии и релаксации напряжений в поверхностном слое, локальное изменение химического состава.



а)

б)

Рис.1. Типичный вид кристаллов, выделяющихся при поверхностной кристаллизации МС. $T_{an}=783$ К.

Выявлены альтернативные пути поверхностной кристаллизации МС, проявляющиеся в росте двух видов кристаллов из аморфной матрицы: дендритов с ориентацией $\langle 100 \rangle$, имеющих фрактальную размерность $D \approx 1,72$ и кристаллов кубической формы (рис.1 а, б соответственно).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 01-01-00403).

Список литературы

1. Федоров В.А., Ушаков И.В. / Влияние отжига на изменение характера деформирования и разрушения металлического стекла при локальном нагружении // ЖТФ, 2001. Т. 71. Вып. 6. С. 28-31.
2. Еднерал Н.В., Косяк Г.Н., Меженный Ю.О. и др / Структура поверхностного слоя лент аморфных сплавов на основе Fe-Si-B в закаленном состоянии и после отжига / ФММ. 1992, № 11, С. 156-158.
3. Бетехтин В.И., Гюлиханданов Е.Л., Кадомцев А.Г., Кипяткова А.Ю., Толочко О.В. / Влияние отжига на избыточный свободный объем и прочность аморфных сплавов // ФТТ, 2000. Т. 42. Вып. 8. С. 1420 - 1424.

ЗАЛЕЧИВАНИЕ МИКРОТРЕЩИН ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Т.Н. Плужникова, В.А. Федоров, А.В. Чиванов, М.В. Чемеркина, Ю.И. Тялин

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru

Известно, что при асимметричном сколе кристаллов с явно выраженной плоскостью спайности высока вероятность выхода трещины скола на боковую грань образца за счет ухода ее в плоскость, ортогональную исходной. При этом вершина трещины, оставшейся в кристалле, самопроизвольно или искусственно залечивается, что дает возможность установить закономерности этого явления на микроуровне [1,2].

Цель работы: экспериментальное исследование влияния электромагнитного излучения видимого, ультрафиолетового и рентгеновского диапазонов длин волн на процессы релаксации напряжений и залечивания искусственно введенных в кристалл трещин.

Исследована структура и морфология фигур травления в вершинах остановившихся трещин. Установлено, что по мере увеличения степени асимметричности скола происходит уменьшение симметрии фигур травления. Построены зависимости числа генерированных вершиной остановившейся трещины дислокаций, длины залеченного участка от степени асимметричности скола.

Методом сверхскоростной фоторегистрарции исследована кинетика развития трещин несимметричного скола. Определены характерные скорости развития и схлопывания трещин, возможные варианты залечивания трещин. Установлен пульсирующий характер процесса восстановления сплошности. Определено время закрытия трещины при ее обратимом движении в кристалле, составляющее 10-15 мкс. За это время поверхности трещины не успевают загрязниться атмосферным воздухом и, оставаясь ювенильными, легко схватываются, восстанавливая сплошность кристалла (рис. 1) [3].

Выяснена роль геометрического фактора, препятствующего залечиванию трещин – плоскопараллельного поступательного и вращательного сдвигов взаимодействующих плоскостей относительно друг друга. Показано, что небольшой относительный разворот мозаично заряженных плоскостей понижает электростатическую силу взаимодействующих поверхностей на несколько порядков. С увеличением числа ионов во взаимодействующих плоскостях эта сила стремится к нулю. Одновременный сдвиг берегов трещины вдоль двух взаимно перпендикулярных направлений с разворотом еще более уменьшает силу взаимодействия ее поверхностей.

Установлено, что процесс залечивания трещин несимметричного скола активизируется при воздействии электромагнитного излучения видимого, ультрафиолетового и рентгеновского диапазонов длин волн. Определен экспоненциальный характер зависимостей изменения плотности дислокаций у вершин трещин от времени экспозиции излучения. Интенсивность залечивания и релаксации напряжений зависит от вида материала и спектрального состава излучения. Наибольший эффект проявляется при воздействии рентгеновского излучения (рис. 2).

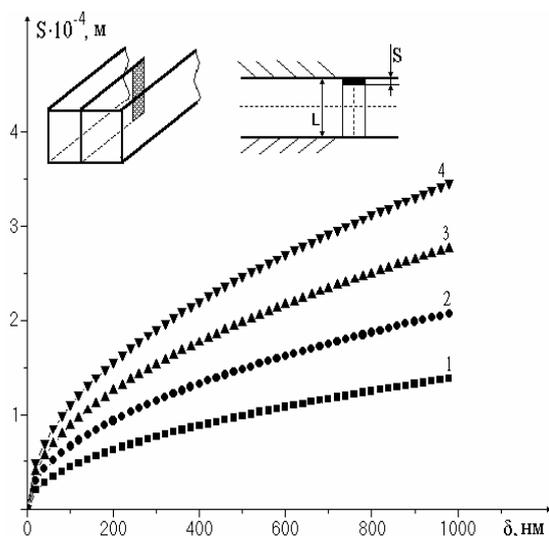


Рис. 1. Зависимость глубины проникновения воздуха (S) в трещину от величины пластического вскрытия (δ) при $t = \text{const}$: 1) $t = 10$ мкс; 2) $t = 15$ мкс; 3) $t = 20$ мкс; 4) $t = 25$ мкс (t – время раскрытия трещины).

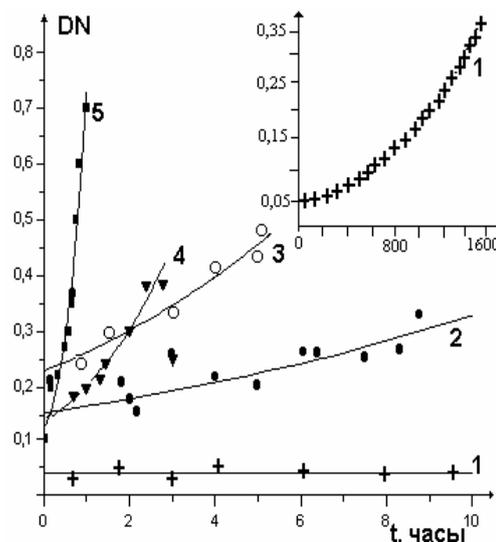


Рис. 2. Относительное изменение числа дислокаций у вершины трещины ($\Delta N/N$) от времени воздействия (t): 1) $T = 355$ К, 2) $\lambda = 760$ нм, 3) $\lambda = 350$ нм, 4) $\lambda = 250 \div 410$ нм, 5) $\lambda = 0, 154$ нм.

Показано, что малые дозы рентгеновского излучения вызывают релаксацию механических напряжений в вершине трещин за счет обратимого движения дислокаций и приводят к частичному залечиванию вскрытия, зависящему от длины волны излучения. По-видимому, при малых временах и дозах радиационного облучения подвижность дислокаций определяется двумя конкурирующими процессами: разрушением низкоэнергетических центров и образованием новых радиационных дефектов.

На основе полученных результатов сделаны выводы: 1) воздействие электромагнитного излучения приводит к уменьшению механических напряжений в вершине трещин и к частичному их залечиванию; 2) интенсивность залечивания и релаксации напряжений зависит от температуры, спектрального состава и интенсивности электромагнитного излучения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №02-01-01173).

Список литературы

1. Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Тялин Ю.И. Залечивание трещин, остановившихся при несимметричном сколе в щелочногалоидных кристаллах и кальците // ФТТ. 2000. Т. 42, № 4. С. 685-687.
2. Тялин Ю.И., Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Куранова В.А. Аналитическая оценка распределения дислокаций в вершине остановившихся трещин // ФТТ. 2000. Т. 42, № 7. С. 1253-1255.
3. Тялин Ю.И., Плужникова Т.Н., Чиванов А.В., Федоров В.А. Кинетика развития макротрещин в щелочногалоидных кристаллах // Вестник ТГУ. 2002. Т. 7, Вып. 1. С. 98.

РАЗРУШЕНИЕ И ДЕФОРМАЦИЯ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ

А.Н. Глушков, Л.Г. Карыев, В.А. Федоров, Р.А. Кириллов

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Цель работы 1) исследовать зависимость трещиностойкости монокристаллов от ориентации индентора и влияние на нее: концентрации примесей и собственных точечных дефектов в кристалле; дислокационной структуры зоны индентирования; температуры образца; 2) разработать метод, позволяющий количественно оценить величину упругого прогиба индентируемого участка поверхности ионных кристаллов при различных нагрузках на индентор.

В экспериментах использовали монокристаллы LiF, NaCl и KCl с концентрацией примесей $10^{-5} \div 10^{-2}$ вес.%. Образцы с размерами $4 \times 8 \times 20$ мм подвергали локальной деформации с помощью прибора ПМТ-3. Индентирование производили различными алмазными инденторами (угол между гранями (φ) 136° и 80°) на плоскости спайности (001). Минимальная нагрузка на индентор (P) составляла 0,1 Н, а максимальная – 2 Н. Дислокационную структуру на поверхности кристаллов выявляли по стандартной методике. Для количественной оценки трещиностойкости K_{IC} (коэффициент интенсивности напряжения I-ого рода) использовалась полуэмпирическая зависимость Ниихара [1].

В первой части работы отмечено, что при ориентации диагонали отпечатка параллельной $\langle 110 \rangle$ происходит стабильное образование микротрещин в монокристаллах LiF. Трещиностойкость быстро возрастает по мере разориентации индентора: при отклонении от указанной ориентации на $\sim 12^\circ$ образование микротрещин практически не наблюдается. При этом значения микротвердости возрастает менее значительно, чем трещиностойкость. Именно эта ориентация индентора была использована во всех остальных опытах по определению растрескивания кристаллов в соответствии с целями работы.

Установлено, что трещиностойкость чувствительна к степени чистоты самого кристалла (рис. 1). Анализ экспериментальных зависимостей показал, что легированные кристаллы более трещиностойки при нагрузках на индентор $P < 1$ Н. При больших нагрузках значения трещиностойкости практически совпадают. Отмечено, что для различных инденторов ($\varphi = 136^\circ$ и $\varphi = 80^\circ$) поведение зависимости трещиностойкости различно. Для индентора $\varphi = 136^\circ$ наблюдается рост значений K_{IC} с увеличением нагрузки на индентор, а для $\varphi = 80^\circ$ – уменьшение.

Зависимость $K_{IC}(T)$ для монокристаллов LiF показана на рис. 1. Для всех исследованных монокристаллов NaCl и KCl во всем интервале температур образование микротрещин не наблюдается, независимо от нагрузки.

Для кристаллов LiF (10^{-3} вес.%) и для LiF (10^{-5} вес.%) трещиностойкость в исходных полосах скольжения по $\langle 110 \rangle$ оказалась в $5 \div 7$ раз выше трещиностойкости свободных от дислокаций участков. Различие было тем значительнее, чем больше нагрузка на индентор, плотность дислокаций в полосе и концентрация примесей в кристалле. Трещиностойкость в полосах, искусственно введенных в кристалл и затем состаренных, также выше, чем свободных от дислокаций участков. Отмечено, что в большинстве случаев край полосы более трещиностоек, чем ее середина.

Основой решения второй задачи являлось индентирование поверхностей (001) кристалла в непосредственной близости от берегов искусственно введенной в кристалл по (010) трещины. При этом поверхность (001) вблизи берега трещины, под-

вергнутая воздействию индентора, испытывала упругий прогиб под нагрузкой. Противоположный берег трещины не испытывал прогиба, в результате чего на нем оставалась небольшая метка от ребра индентора (рис. 2). После индентирования между отпечатком и меткой наблюдали участок поверхности кристалла не попавший в отпечаток. Такая картина наблюдается не только вблизи вершины трещины, где расстояние между берегами $l \sim 1$ мкм, но и для участков большего ее раскрытия ($l \geq 10$ мкм). Результаты опытов объяснены упругим перемещением индентируемого участка поверхности кристалла с формирующимся отпечатком в направлении действия нагрузки.

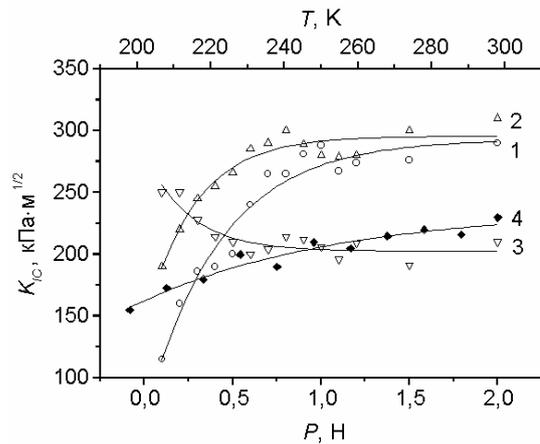


Рис. 1. Зависимость трещиностойкости K_{IC} от нагрузки на индентор ($T = 293$ К): 1 – LiF (10^{-3} вес.%), $\varphi = 136^\circ$; 2 – LiF (10^{-5} вес.%), $\varphi = 136^\circ$; 3 – LiF (10^{-3} вес.%), $\varphi = 80^\circ$; и от температуры T : 4 – LiF (10^{-3} вес.%), $\varphi = 136^\circ$.

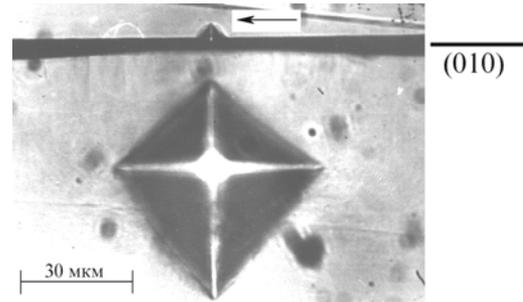


Рис. 2. Результаты индентирования вблизи трещины скола с образованием на противоположном берегу трещины "метки" (указана стрелкой): NaCl (10^{-2} вес.%), $P = 0,3$ Н.

Таким образом, показано, что на значения механических характеристик поверхности щелочно-галогидных кристаллов, определяемых методом микроиндентирования, оказывает влияние ориентация индентора. В работах, связанных с непрерывной регистрацией глубины внедрения индентора при микроиндентировании необходимо учитывать величину перемещения индентора, обусловленную упругой деформацией поверхности кристалла. При индентировании кристалла отпечаток формируется в упругодеформированной области образца, что, по-видимому, влияет на численные оценки значений не только микротвердости, но и активационных характеристик процессов пластичности под индентором.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №02-01-01173).

Список литературы

1. Ниихара А. //Сб. тр. 21-й конф. по результатам фундаментальных исследований в области керамики. – Фукуда, 1983. С.59-66.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ И СКОРОСТИ НАГРУЖЕНИЯ НА ДВОЙНИКОВАНИЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОЦК СПЛАВА Fe+3,25%Si

В.А. Федоров, С.Н. Плужников

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru

Двойникование — один из распространенных видов пластической деформации металлов с различными типами решеток [1, 2], а при ударном нагружении выступает в качестве основного деформационного механизма [3]. В поликристаллах практически не изучены количественные закономерности «сопутствующих» двойников, генерируемых самой трещиной, формирование которых способно изменять энергоемкость разрушения.

Цель работы: установить влияние температуры на количественные характеристики двойникования, сопутствующего разрушению поликристалла.

Для проведения исследований использовали поликристаллический ОЦК сплав Fe+3,25%Si (диаметр зерна $0,05 \div 1,4$ мкм), который хорошо двойникуется в широком интервале температур. Растяжение поликристаллических образцов проводили со скоростями деформирования $\dot{\epsilon} = 8 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$ и $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ (разрывная машина Р-5), и $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^1 \text{ c}^{-1}$ (маятниковый копер БКМ-5).

Экспериментально установлено, что при рассмотренных скоростях нагружения зависимость числа образующихся двойников от температуры имеет максимум. С увеличением скорости деформирования положение максимума смещается в область более высоких температур и чисел двойников (рис. 1). Отмечено, что при данной температуре наибольшему числу сопутствующих двойников соответствует не максимальная скорость нагружения, а некоторая оптимальная $\dot{\epsilon}$, зависящая от температуры.

Показано, что данной температуре и скорости растяжения образцов соответствуют определенного размера зерна, свободные от двойников. Размер такого зерна назовем «критическим».

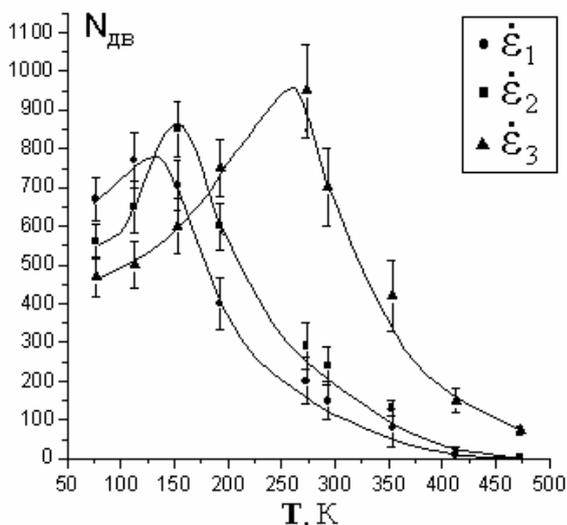


Рис. 1. Влияние температуры T на число образующихся двойников $N_{ДВ}$ в поликристаллических образцах при скоростях деформирования: $\dot{\epsilon}_1 = 8 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$, $\dot{\epsilon}_2 = 4 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$, $\dot{\epsilon}_3 = 2 \cdot 10^1 \text{ c}^{-1}$.

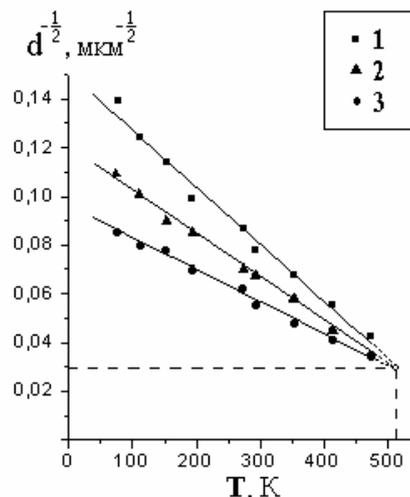


Рис. 2. Зависимость критического размера зерна d от температуры T при скоростях нагружения: 1) $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^1 \text{ c}^{-1}$; 2) $\dot{\epsilon} = 4 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$; 3) $\dot{\epsilon} = 8 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$.

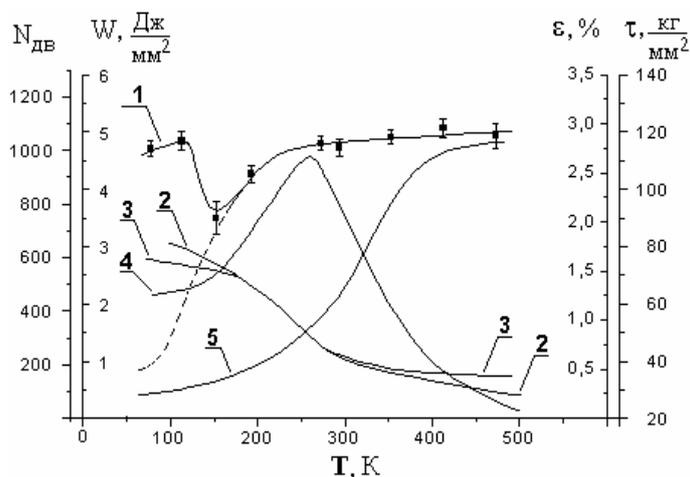


Рис. 3. Температурная зависимость энергоемкости разрушения поликристаллических образцов: 1) работа W , затраченная на разрушение образцов; 2) и 3) — напряжения скольжения и двойникования соответственно [4]; 4) число сопутствующих двойников $N_{дв}$; 5) общее относительное удлинение ε образцов.

Установлено, что зависимость «критического» размера зерна d (в $1/\sqrt{d}$ единицах) от температуры T с хорошей степенью точности может быть аппроксимирована прямой (рис. 2). Вид зависимостей $d=f(T)$ аналогичен зависимости закона Холла-Петча, в котором роль напряжений играет температура: $T = T_0 + K \cdot d^{-1/2}$. При увеличении скорости нагружения угол наклона с осью абсцисс уменьшается. Экстраполируя прямые на рис. 2 в область более высоких температур до пересечения их друг с другом получили так называемый «веер» прямых с общим полюсом. По видимому, значения координат полюса показывают, что в данном материале при температуре $T \approx 500$ К зерно с размером ≈ 1 мм является «критическим» при любых скоростях нагружения.

На рис. 3 показано влияние температуры на величину работы разрушения образцов при скорости деформирования $\dot{\varepsilon}_3 = 2 \cdot 10^1 \text{ с}^{-1}$. Здесь выделяется область при $T < 153$ К. Рост работы разрушения в этой области нами связывается с ростом общей площади поверхности разрушения, т.к. при температуре $T < 200$ К образцы начинали разрушаться квазихрупко, вследствие чего повышалась скорость магистральной трещины и увеличивалась тенденция к ее ветвлению. В этом же температурном интервале критические напряжения двойникования $\tau_{дв}$ меньше критических напряжений скольжения $\tau_{ск}$, что уменьшает конкуренцию со стороны скольжения на двойникование. Отмеченные факторы способствовали массовому возникновению микротрещин в объеме и на поверхности образцов. Если учесть сумму площадей всех трещин и микротрещин и «общую» работу разрушения нормировать на эту суммарную величину, то полученная «эффективная» работа разрушения может быть представлена пунктирной линией на этом же графике.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №02-01-01173).

Список литературы

1. Финкель В. М. Физика разрушения. М.: Металлургия, 1970. 376 с.
2. Meyers M.A. Dynamic behavior of materials. New York: John Wiley & Sons, 1994. 659 p.
3. Атрошенко С.А., Оленин Д.М. Локальная скорость сдвига в откольной зоне при импульсном нагружении металлов // Физика металлов и металловедение. — 1999, т. 87, № 2, с. 90-96.
4. Финкель В.М., Федоров В.А., Королев А.П. Разрушение кристаллов при механическом двойниковании. Ростов-на-Дону: Издательство Ростовского университета, 1990. 176 с.

ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИН НА ГРАНИЦЕ СВОБОДНОГО УПРУГОГО ДВОЙНИКА

В.А. Федоров, Ю.И. Тялин, В.А. Куранова, М.В. Чемеркина

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

Изучено зарождение микротрещин на границе упругого двойника, свободно растущего под действием сосредоточенной нагрузки в кристаллах природного исландского шпата. Выявлены две разновидности образующихся трещин. В тонких образцах, когда двойник выходит на грань кристалла, наблюдается множественное микрорастрескивание вдоль границы двойника (до десятков микротрещин по границе двойника). Размеры трещин находятся в пределах 5 ~ 50 мкм. При этом они увеличиваются по мере удаления от точки приложения нагрузки. Если же двойник целиком находится внутри кристалла, то образуется, как правило, одна микротрещина в хвостовой части двойника, размеры которой сравнимы с его поперечными размерами. Характерным отличием, помимо этого, трещин обоих типов является то, что первые образуются при формировании двойника, а для зарождения трещин второго типа требуется некоторая выдержка образца под нагрузкой. Длительность выдержки при этом может быть заметно уменьшена подогревом нагруженного образца.

Очевидно, что и механизмы образования трещин обоих типов будут различными. В первом случае, по-видимому, реализуется механизм слияния двойникующих дислокационных петель в результате торможения их дефектами поверхности кристалла. Анализ подобного варианта зарождения микротрещин проводился ранее [1].

Аналогичные расчеты были выполнены и для свободного двойника, удерживаемого в кристалле только напряжением трения τ_0 . В качестве внешней нагрузки использовалось поле упругих напряжений от сверхдислокации с вектором mb , где b – вектор Бюргера двойникующей дислокации; m – ее мощность. Сила трения, действующая на головную дислокацию τ_r , включала в себя также и силы поверхностного натяжения, учитывающие, что дислокации в реальном двойнике сильно изогнуты и вытянуты в сторону его движения. Расчеты показывают, что при $\tau_r \approx \tau_0$ плотность дислокаций убывает к вершине, и мы имеем дело с заостренным клиновидным двойником. При $\tau_r > \tau_0$ плотность дислокаций в вершине двойника возрастает, двойник затупляется. Но при всех разумных τ_r плотность остается меньше критической, способной обеспечить силовое слияние головных дислокаций. В то же время анализ распределения напряжений в окрестности двойника показывает, что максимум растягивающих напряжений находится в зоне, примыкающей к хвостовой части двойника и примерно соответствующей месту преимущественного образования микротрещины. Наблюдаемая зависимость времени зарождения трещины от температуры позволяет предположить в этом случае термоактивированный характер ее образования.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №02-01-01173).

Список литературы

1. Федоров В.А., Тялин Ю.И. О зарождении трещин на границах двойников в кальците // Кристаллография. 1981. Т. 26. С. 775-781.

ПОВЫШЕНИЕ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ ТРУБ ЗА СЧЕТ СОВМЕЩЕНИЯ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТОК

М.А. Выбойщик, Л.Г. Марченко

*Тольяттинский государственный университет,
Трубная металлургическая компания, Россия.
merson@infopac.ru*

Среди многих показателей конструктивной прочности наиболее важными для труб являются следующие: сопротивление пластической деформации (предел текучести), сопротивление хрупкому разрушению (ударная вязкость, хладостойкость) и коррозионная стойкость в рабочих средах. Необходимый уровень этих показателей традиционно обеспечивается сложной дополнительной термической обработкой труб, которая проводится в специализированных термических отделениях с отдельного нагрева. Термическая обработка становится все более дорогостоящей операцией трубного производства, что заставляет искать более экономические пути упрочнения, основанные на использовании термомеханической обработки (ТМО).

Целью работы является повышение качества труб из малоуглеродистых и низколегированных сталей на основе внедрения термомеханической обработки и совмещения ее с термической обработкой.

В зависимости от свойств труб реализованы две схемы технологического процесса:

- ТМО с промежуточной фазовой перекристаллизацией перед окончательной деформацией для изготовления труб повышенной пластичности и хладостойкости;
- комплексная обработка коррозионностойких труб, включающая подготовку дисперсной структуры стали при ТМО и последующую окончательную термическую обработку (закалка с межкритического интервала (МКИ) температур и отпуск) с отдельного нагрева.

Для реализации этих технологических схем за обкатными станами в корпусах направляющих проводок установлены специально разработанные спрейера. Переключатель расходов воды поочередно направляет воду к спрейерам того из обкатных станов, в котором производится прокатка труб. Для труб с толщиной стенки более 10 мм применяется дополнительно внутреннее охлаждение через систему отверстий в стержне.

После охлаждения трубы транспортируются к одной из линий установки индукционного нагрева. Линия индукционного нагрева состоит из четырех блоков постоянной мощности. Мощность и скорость перемещения труб регулируется в зависимости от сортамента трубы и требуемой температуры. После нагрева до 900-950°C трубы калибруются или редуцируются на готовый размер.

Механические характеристики труб получены ТМО (схема 1) по обычной технологии прокатки с последующей нормализацией с отдельного нагрева (ТУ14-3-112882) приведены в табл.1.

**Свойства нефтегазопроводных труб
из стали 09Г2С после ТМО**

Таблица 1

Размер труб, мм	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	KCV ⁻⁶⁰ Дж/см ²
108×5,0	527	389	31,8	180
140×9,0	501	359	31,7	241
159×5,0	527	393	32,5	189
Требования ТУ	не менее			
	470,4	264,6	22	29,4

В табл. 2 приведены свойства труб из стали 20, изготовленные по разработанной технологии (схема 2), а также по альтернативным технологиям, применяемым в трубной промышленности.

Свойства труб из стали 20 размером 114×10 мм

Таблица 2

Режим обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	KCV ⁻⁷⁰ , Дж/см ²	ДВС, %
ТМО + закалка МКИ + отпуск	543-577	389-433	29-34	154-228	90-100
Обычная прокатка + закалка МКИ + отпуск	540-569	391-425	18-24	91-157	30-55
Обычная прокатка + норм. + закалка МКИ + отпуск	539-570	391-423	21-27	110-149	45-75
Обычная прокатка + закалка выше A_{c3} + закалка МКИ + отпуск	545-575	385-431	30-34	138-233	90-100

Видно, что разработанная комплексная технология обработки труб, включающая ТМО и закалку от температур МКИ с отпуском не только позволяет получить улучшение всего комплекса свойств труб, но и сократить количество этапов технологического процесса (исключая нормализацию или вторую закалку) и снизить затраты на производство. Следует отметить, что такая технология не имеет аналогов в трубной промышленности.

ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА НАСОСНО-КОМПРЕССОРНЫХ ТРУБ

Л.Г. Марченко

Трубная металлургическая компания, Россия.

merson@infopac.ru

При производстве насосно-компрессорных труб используется традиционный технологический прием – горячая деформация и последующее термическое упрочнение с отдельного нагрева в специальных термических отделениях. Термоупрочнение постепенно исчерпало свои возможности и становится все более дорогостоящей операцией, что заставляет искать новые, более экономичные пути упрочнения.

В мировой практике сделан однозначный вывод в пользу упрочняющей термомеханической обработки (ТМО) металлургической продукции. ТМО обеспечивает значительное ресурсосбережение, резко сокращает длительность процесса, улучшает экологические условия и позволяет получать свойства, недоступные термической обработке. При таких очевидных достоинствах имеются только одиночные случаи внедрения ТМО в мировой практике трубного производства. Это обусловлено значительными техническими трудностями разработки и внедрения систем ускоренного контролируемого охлаждения труб в линии прокатки и необходимостью проведения большого объема лабораторных и промышленных исследований для установления связи режимов деформации и охлаждения с формированием необходимых структур и свойств.

Целью настоящей работы является установление основных структурных факторов упрочнения и разработка технологии ТМО в линии прокатки.

Основой успешного решения поставленной задачи является разработанный принципиально новый способ охлаждения, при котором вместо традиционного вращения охлаждаемой трубы организуется вращение струй охладителя [1 и 2]. За редукционным станом ТПА-80 смонтирована линия ускоренного регулируемого охлаждения, состоящая из девяти вращающихся спрейеров, установленных по три на отдельных площадках с возможностью ввода в линию транспортировки труб необходимого количества спрейерных установок в любом наборе.

Все эксперименты проводили на трубах из сталей 45, 37Г2С и 45ГБ. Разработанная линия охлаждения позволила чередовать интенсивное охлаждение с паузами и регулировать время охлаждения от 0,5 до 4 с и скорость охлаждения от 15 до 50 °С/с. Это дало возможность управлять процессом распада аустенита, получая как характерную для прерванной закалки неоднородную структуру с поверхностным слоем отпущенного мартенсита, так и более равномерную структуру по толщине стенки трубы [3]. При отработке режимов ТМО были поставлены следующие требования:

- после ТМО не должен проводиться дополнительный отпуск, поверхностный мартенсит отпускается за счет тепла сердцевины;
- средний слой трубы не должен содержать бейнита, который приводит к появлению хрупкости;
- после охлаждения при ТМО геометрические характеристики труб должны быть такие же, как и после обычной прокатки.

Критерием достижения эффекта ТМО является обеспечение групп прочности К и Е за счет получения тонкого поверхностного отпущенного мартенсита и максимального возможного количества перлита с прерывистыми пластинами цементита в основной структуре.

В результате выполненных исследований создана первая в России линия ТМО в ОАО "Синарский трубный завод". В линии освоено производство насосно-компрессорных труб групп прочности К из стали 37Г2С и групп прочности Е из стали 45ГБ по ГОСТ 633-80. Начиная с 2000 года в линии ежегодно изготавливается более 100 тыс. т. труб, что дает значительный экономический эффект за счет исключения операций термической обработки с отдельного нагрева и снижения расходного коэффициента металла.

Список литературы

1. Авторское свидетельство № 1766981 СССР. Способ охлаждения труб/ Усов В.А., Блинов Ю.И., Марченко Л.Г., БИ, 1992, № 2.
2. Патент № 2068450 РФ. Способ прокатки труб с термомеханической обработкой/ Усов В.А., Бодров Ю.В., Марченко Л.Г. и др., БИ, 1996, № 6.
3. Марченко Л.Г. Структурные факторы упрочнения и технология термомеханической обработки насосно-компрессорных труб: Автореферат дис. канд. тех. наук. – Тольятти, 2001. – 20 с.

УПРОЧНЕНИЕ ТРУБ ПРИ ПРОКАТКЕ В МЕЖКРИТИЧЕСКОМ И СУБКРИТИЧЕСКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

М.А. Выбойщик, Л.Г. Марченко

*Тольяттинский государственный университет,
Трубная металлургическая компания, Россия.
merson@infopac.ru*

При горячей прокатке стальных труб формообразование традиционно проводят при температурах 1000-950°C. Принято считать, что снижение температуры повысит энергетические затраты и увеличит износ оборудования. Необходимые механические свойства труб получают путем термической обработки в термических отделениях. Такой технологический подход не является оправданным, так как связан с дополнительными затратами и значительным снижением производительности.

Все опыты проводили в промышленных условиях на трубопрокатных агрегатах ТПА-140 и ТПА-80 в ОАО «Синарский трубный завод» на сталях 37Г2С, 20 и 10. Для стали 37Г2С исследовали влияние температуры и степени конечной деформации на изменение механических свойств в аустенитной области 950-850°C (четыре температурных интервала прокатки) и в области межкритических и субкритических температур 800-680°C (также четыре температурных интервала прокатки). Снижение деформации в аустенитной области слабо меняет σ_b и $\sigma_{0,2}$. При деформации в межкритическом интервале температур $\sigma_{0,2}$ увеличивается на 100Мпа, а ударная вязкость в 3-5 раз. Увеличение ударной вязкости начинается уже с деформации 20%. Происходит снижение размера субзерен в доэвтекктическом феррите с 20 до 6 мкм, а в перлитном феррите до 2, 2 мкм.

При деформации в области субкритических температур упрочнение возрастает. Происходит дробление цементитных пластин и развитие начальной стадии сфероидизации. Прочностные свойства выходят на уровень группы прочности Е ГОСТ 633-80, однако резко увеличиваются нагрузки на валки редуцирующего стана.

Проведенные исследования на стали 37Г2С не получили своего естественного продолжения в рамках разработки промышленной технологии из – за высокой нагрузки на прокатное оборудование, но послужили основой для разработки технологии, совмещающей упрочнение и формообразование в единой линии прокатки, при производстве труб из малоуглеродистых сталей. Малоуглеродистые стали имеют меньшую прочность, и для 24-клетьевого редуцирующего стана ТПА-80 имеется возможность ограничить частную деформацию по клетям уровнем 5,2 %, что создало щадящие условия нагрузки на оборудование. Измельчение зерен и субзерен и необходимый уровень механических свойств достигается за счет последовательного снижения температуры прокатки по клетям. Для этого существующая система охлаждения значительно модернизирована в направлении увеличения интенсивности охлаждения, что обеспечило снижение температуры прокатки труб с 950 до 770°C от первой до последней клетки.

На основании выполненных исследований внедрена технология производства труб методом термомеханической обработки (ТМО) в потоке трубопрокатного агрегата ТПА – 80, обеспечивая получение требуемых геометрических параметров труб и уровень свойств выше, чем по обычной технологии с нормализацией с отдельного нагрева. Сравнительные характеристики труб 57,0x4,5 из стали 10, полученных по обычной технологии, методом ТМО и требованиям DJN 1629 приведены в табл. 1.

Сравнительные характеристики труб разной технологии производства

Табл. 1.

Технология производства	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	KCV ⁻⁴⁰ Дж/см ²	ВС, %
Прокатка и норма- лизация	396	285	37	111	40
ТМО	443	380	39	190	100
Требования DIN 1629	350-450	Не менее			
		250	25	-	-

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МАТЕМАТИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ УЧЕТА ПЕРЕМЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ В ЗАДАЧАХ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ТЕРМОВЯЗКОУПРУГОПЛАСТИЧЕСКИХ СРЕД

Г.Д. Федоровский

*НИИ математики и механики СПбГУ, Россия,
g.fed@pobox.spbu.ru*

Как известно, учет влияния переменной температуры на деформативные и прочностные характеристики вязкоупругопластических сред производится по двум основным схемам [1-3]. По первой вводится зависимость соответствующей характеристики деформативности (ядра ползучести, пластичности или релаксации) и характеристики прочности (кривой долговечности) как функции от температуры, а по второй - как функционала, зависящего от температуры и времени, базирующегося на «простой» или «сложной» температурно-временной аналогии: на эндохронном (с собственным, внутренним временем) подходе.

Сторонники первой схемы ценят ее за относительную простоту, однако вторая схема в целом является более общей и поэтому представляет принципиальную возможность более адекватного описания поведения сред при переменной температуре, что подтверждено многими экспериментами.

Ранее сравнение подходов не проводилось, оно выполнено в данной работе. Анализ проведен для процессов линейной ползучести и наступления разрушения по закону линейного накопления повреждений стержня при действии на него постоянного растягивающего напряжения $\sigma(t) = H(t)\sigma^0$ во времени t (H - единичная функция Хевисайда, $\sigma^0 = const$), а также постоянной $T(t) = const$ или линейно повышаемой и понижаемой температуры $T(t) = T_0 \pm at$.

По первой схеме общее неизотермическое уравнение механической ползучести имеет вид $e_1(t) = \int_0^t P[T, (t - \rho)] \dot{\sigma}(\rho) d\rho$, а по второй - $e_2(t) = \int_0^t P(\xi^T - \zeta) \dot{\sigma}(\rho) d\rho$, где e - механическая деформация, P - функция ползучести (например, в изотермическом случае, вида $P(t) = [H(t) - H(t - t_1)]E^{-1} + H(t - t_1) \ln(e^{E^{-1}t^B})$, где E - модуль упругости Юнга, $B = const$), а ξ^T - трансформированное (собственное) время. При «простом» влиянии температуры $\xi^T - \zeta = \xi^T(t) - \xi^T(\rho) = \int_0^t g^T[T(\lambda)] d\lambda$, g^T - масштаб (мера) собственного времени. При некоторой температуре сравнения T_* $g^T(T_*) = 1$, $\xi^T = t$; в случае $T(t) = const$ $\xi^T(t) = g^T(T)t$. При постоянном напряжении соотношения ползучести соответственно вырождаются: $e_1(t) = P[T(t), t]\sigma^0$, - это равносильно $e_1(t) = P(x_1)\sigma^0 = P\{g^T[T(t)]t\}\sigma^0$; $e_2(t) = P(x_2)\sigma^0 = P(\xi^T)\sigma^0 = P\left[\int_0^t g^T(\lambda) d\lambda\right]\sigma^0$. При $T(t) = const$ аргументы функций ползучести P x_1 и x_2 в обоих подходах совпадают, поэтому $e_1 = e_2$. В случае $T(t) = T_0 \pm at$ аргументы и, следовательно, e_1 и e_2 могут весьма сильно различаться. Пусть $g^T(T) = \exp[b(T - T_*)]$ (это соответствует опытам). Для упрощения поло-

жим $T_0 = T_*$, $ab = 1$. Тогда $x_1^\pm = g^T [T(t)]t = \exp(\pm t) \cdot t$,

$x_2^\pm = \xi^T = \int_0^t g^T(\lambda) d\lambda = \pm [\exp(\pm t) - 1]$. Видно, что при повышении температуры первый подход приводит к существенно (на порядки) завышенным результатам по сравнению со вторым, а в случае понижения - наоборот. При произвольном немонотонном изменении температуры результаты могут быть сложнее.

Повреждаемость ω и долговечность τ по первой схеме [3] определяют, применяя интеграл Бейли вида $\omega_1(t) = \int_0^t \frac{d\rho}{\tau[T(\rho), \sigma(\rho)]} \leq 1$, а по второй схеме [2]

$$\omega_2(t) = \int_0^{\xi^T} \frac{d\zeta}{\xi_c^T(\sigma)} = \int_0^t \frac{G^T[\rho, T(\rho)] d\rho}{\xi_c^T(\sigma)} \leq 1, \text{ где } \xi_c^T(\sigma) - \text{обобщенная по температуре}$$

функция долговечности; $G^T(\rho, T) = \frac{\partial g^T(\rho, T)}{\partial \rho} + g^T(\rho, T)$ - масштаб собственного

времени при переменной температуре, $g^T(\rho, T)$ - масштаб при постоянной темпера-

туре, $g^T(\rho, T_*) = 1$. $\zeta(\rho) = \int_0^\rho G^T[\lambda, T(\lambda)] d\lambda$, $\xi^T = \zeta(t)$. Здесь рассмотрен вариант

«сложного» температурно-временного соответствия, - в «простом» случае применяют масштаб $g^T(T)$. Сравнение этих моделей выполнено для алюминия, для которого экспериментальные данные при различных постоянных растягивающих напряжениях и температурах соответствуют кинетической теории прочности (формуле Журкова):

$$\tau(T, \sigma) = \tau_0 \exp\left[\frac{U_0 - \gamma\sigma^0}{kT}\right], \text{ где } \tau_0, U_0, \gamma \text{ и } k - \text{постоянные, которую и следует}$$

применять в ω_1 . Нами показано, что при выполнении для среды формулы

Журкова в ω_2 следует использовать функции: $g^T(\rho, T) = \left(\frac{\rho}{\tau_0}\right)^{\frac{T}{T_*} + 1}$,

$$\xi_c^T(\sigma) = \tau_0 \exp\left[\frac{U_0 - \gamma\sigma^0}{kT_*}\right]. \text{ По данным для алюминия были определены величины}$$

времени до разрушения при вычислении интегралов для ω_1 и ω_2 в случае постоянного напряжения, постоянной температуры и линейно повышаемой или понижаемой. В первом случае времена совпадают по обеим теориям. При переменных температурах они близки, что свидетельствует о правомерности обоих подходов. Данные эндохронного подхода ближе к экспериментальным.

Список литературы

1. Бугаков И.И. Ползучесть полимерных материалов. М.: Наука, 1973. 288 с.
2. Федоровский Г.Д. Эндохронные уравнения нелинейной вязкоупругости и повреждаемости полимерных сред. XVIII Междунар. конф. «Математическое моделирование в механике сплошных сред на основе методов граничных и конечных элементов» (16-20 мая 2000 г.): Труды, т. III. СПб. 2000. С.223-228.
3. Бетехтин В.И., Слущер А.И., Ройтман В.М., Кадомцев А.Г. Долговечность нагруженных материалов при переменной температуре и определение жаростойкости. -Сб. тр. «70 лет секции прочности и пластичности материалов им. Н.Н. Давиденкова»: Тез. докл. XIII Петербургских чтений по проблемам прочности (12-14 марта 2002 г.). СПб. 2002. С. 62-63.

О ВОЗМОЖНОСТИ ЗАЩИТЫ ВЫСОКОПРОЧНОГО СТЕКЛА АЛМАЗОПОДОБНЫМ ПОКРЫТИЕМ

В.П.Пух, Л.Г.Байкова, Т.К. Звонарева, В.И. Иванов-Омский, В.Н. Князевский,
М.Ф.Киреенко, Т.П. Казанникова, Л.В. Тихонова

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе, РАН
pukh@sglass.ioffe.rssi.ru

Основная проблема сохранения высокой прочности стекла состоит в том, чтобы предотвратить образование на поверхности стекла новых дефектов, которые могут служить концентраторами напряжений [1,2].

Частично эта задача может решаться либо путем пластификации поверхностного слоя стекла, либо путем создания в нем сжимающих напряжений. Другой путь, который может быть использован в сочетании с первыми двумя, это создание на поверхности стекла защитных покрытий.

Задачей настоящей работы является изучить влияние тонких покрытий из аморфного гидрогенизированного углерода (а-С:Н) на прочность и трещиностойкость (сопротивление образованию трещин) стекла, упрочненного химической полировкой.

Структура алмазоподобных пленок, представляющая собой аморфный гидрогенизированный углерод (а-С:Н), подробно исследована [3,4]. Показано, что она зависит от условий получения и может меняться в широких пределах от структуры, близкой к алмазу, до графитоподобной структуры. Как правило, структура пленок а-С:Н представляет собою смесь наноразмерных структур, с углеродом, находящимся в состояниях sp^3 и sp^2 гибридизации. От доли той или иной структуры и от содержания водорода зависят такие свойства, как плотность, твердость, ширина запрещенной зоны и др. Защитные свойства пленки в большой степени зависят от ее адгезии к материалу, на который она наносится.

Нанесение покрытия а-С:Н производилось в вакуумной камере с помощью метода ионного магнетронного распыления мишени из химически чистого графита.

Уже первые исследования показали, что нанесение а-С:Н покрытия может приводить к существенному снижению прочности. Это потребовало предварительного изучения повреждения высокопрочного стекла при ионной бомбардировке [5].

Было показано, что воздействие плазмы газового разряда на прочность стекла в высокопрочном состоянии зависит от химической природы газа, давления газа и напряжения разряда. Воздействие водородной плазмы на прочность стекла проявляется лишь в узкой области напряжения разряда (~400 в). Разупрочняющее влияние плазмы аргона и азота увеличивается по мере роста напряжения разряда и обусловлено предположительно разогревом поверхности стекла, десорбцией воды из поверхностного слоя стекла, а также возможным химическим взаимодействием частиц плазмы с компонентами стекла.

Образование пленки аморфного гидрогенизированного углерода происходит в результате осаждения углерода на поверхность стекла в условиях аргоно-водородной плазмы.

Поскольку нанесение покрытия а-С:Н происходило при давлении 10^{-3} - 10^{-2} Торр и напряжении 360-400 V, присутствие ионов аргона и водорода в плазме не должно было оказывать существенного отрицательного влияния на прочность.

Как правило, снижение прочности наблюдалось в тех случаях, когда возникала нестабильность газового разряда, которая проявлялась в виде кратковременных всплесков ионного тока.

Следующая часть работы относится к исследованию защитной функции покрытия. Задачей этой части работы является ответить на вопрос, в какой степени тонкая пленка аморфного гидрогенизированного углерода (толщиной ~50 nm) способна повысить трещиностойкость стекла, т.е. сопротивление стекла образованию трещин при контакте с твердыми телами. Обычно за характеристику трещиностойкости материала принимают нагрузку P_c , которая соответствует образованию 50% радиальных трещин в зоне микроотпечатка стандартной алмазной пирамиды. Для стекла, упрочненного травлением в плавиковой кислоте, эта величина равна ~0.5N. После нанесения покрытия a-C:H ее значение увеличивается в 3 раза.

Еще большего увеличения трещиностойкости можно добиться путем предварительного выщелачивания поверхностного слоя травленного стекла, (обработка в воде при 96°C). Процесс выщелачивания стекла в воде заключается в том, что ионы щелочного металла выходят из поверхностного слоя стекла, а ионы водорода входят в стекло, т.е. происходит процесс ионного обмена.

После нанесения покрытия a-C:H на такую поверхность значение P_c увеличивается в ~ 10 раз [6].

Известно, что радиальные трещины образуются под действием растягивающих остаточных напряжений, возникающих на поверхности стекла, после разгрузки индентора. При этом появление радиальных трещин в большой степени зависит от воздействия внешней среды: ускоряется при воздействии агрессивной среды и замедляется или исключается в нейтральной среде.

В связи с этим, мы полагаем, что защитное действие очень тонкого слоя аморфного гидрогенизированного углерода обусловлено уменьшением действия среды, а именно паров воды, на поверхность стекла в момент внедрения индентора и после его разгрузки. Защитное действие покрытия может проявляться тем в большей степени, чем выше его адгезия к поверхности стекла. В случае недостаточной адгезии происходит отслоение пленки на границах отпечатка или в прилегающей области, и молекулы воды проникают к напряженным связям, что приводит к возникновению микротрещин.

Список литературы

1. Байкова Л.Г., Витман Ф.Ф., Пугачев Г.С., Пух В.П. Высокопрочное состояние стекла // ДАН СССР. 1965. Т.163, № 3. С. 617-620.
2. Пух В.П. Прочность и разрушение стекла. Л.: Наука, 1973. 155 с.
3. Alfred Grill, Bernard S. Meyerson. In: Synthetic Diamond: Emerging CVD Science and Technology. Ed. De Karl E.Spear, John P.Dismukes. John Wiley and Sons, Inc., New York (19994).
4. V.I. Ivanov-Omskii, V.I. Siklitsky, A.A. Sitnikova, A.A. Suvorova, A.V. Tolmatchev, T.K. Zvonariova, S.G. Yastrebov. Phil. Mag. B76, 6, 973 (1997).
5. В.П.Пух, Л.Г.Байкова, В.И. Иванов-Омский, Т.К. Звонарева. Влияние ионной бомбардировки на прочность стекол.// Физ.и хим.стекла. 1998.Т.24, С.648-651.
6. В.П.Пух, Л.Г.Байкова, Т.К. Звонарева, В.И. Иванов-Омский, В.Н. Князевский, М.Ф.Киреенко,Т.П.Казанникова, Л.В.Тихонова. Влияние покрытия из аморфного гидрогенизированного углерода на прочность и трещиностойкость стекла в высокопрочном состоянии. // Физ. и хим. стекла. 2001. Т.43, № 3. С. 82-86.

ОБ ИЗМЕРЕНИИ ТВЕРДОСТИ ХРУПКИХ ТЕЛ

А.Б. Синани

Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе, РАН
alex@mdlaboratory.ioffe.rssi.ru

Широко используемый метод измерения микротвердости хрупких твердых тел (стекло, керамика) не всегда дает достаточно полное представление о твердости материала. Особенно большие трудности возникают при исследовании гетерогенных сред, когда величина отпечатка бывает соизмерима с размерами элементов структуры. Многие проблемы можно было бы решить, проведя измерения в широком диапазоне нагрузок на индентор. Однако возможности прямого измерения размеров отпечатка при больших нагрузках для хрупких материалов в значительной степени ограничены из-за разрушения отпечатка.

Предложен способ фиксации отпечатка, который позволяет проводить измерения твердости хрупких твердых тел при нагрузках на два порядка больших, чем при микроиндентировании.

РАСЧЁТ АКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ДЛЯ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

О.И. Крахин, В.В. Каштанов

*Московский Государственный авиационный институт
(технический университет)*
koi@mai.ru

Известно, что свойства сплавов с памятью могут использоваться для создания термоэнергетических установок (ТЭУ), преобразующих тепло в механическую работу при малых перепадах температур. Однако, существующие в настоящее время проекты таких установок обладают малой мощностью и низкой эффективностью. Это объясняется отсутствием метода проектирования таких установок, учитывающего большое количество факторов, определяющих их работоспособность. К последним относятся специальные свойства материалов, требования к конструкции активных элементов и термодинамическим режимам работы установок.

Одной из основных и наиболее ответственных задач, решаемых на стадии проектирования термомеханических устройств, является подбор активного элемента (АЭ) и оптимизация его характеристик с целью достижения требуемого режима работы АЭ в составе создаваемого устройства. При этом под характеристиками АЭ понимается вся информация об элементе, позволяющая описать его как физическое и геометрическое тело, а также дать, в первом приближении, качественную, а во втором, – после проведения необходимых вычислений, – и количественную оценку функционирования АЭ.

Одновременно необходимо отметить, что ввиду трудоёмкости проведения расчётов, при проектировании термомеханических устройств целесообразно использовать ресурсы ЭВМ. Это значительно ускоряет процесс разработки, но вместе с тем предъявляет достаточно жёсткие требования к формату входных, промежуточных и выходных данных. Поэтому формализация всего массива информации об АЭ является актуальной задачей.

Одним из важнейших шагов на пути её решения является формирование требований к используемому сплаву, конфигурации, условиям закрепления АЭ и т.д., исходя из режима работы ТЭУ.

Критериями при выборе сплава, в частности, являются:

- температуры начала и конца фазовых превращений при отсутствии внешней нагрузки;
- величина исходной деформации, задаваемой АЭ в мартенситной фазе;
- величина деформации восстановления, как функция внешней нагрузки;
- модули упругости материала АЭ в мартенситной и аустенитной фазах; плотность и теплоёмкость материала АЭ.

При выборе типа АЭ определяющими критериями являются его энергоёмкость, характеризующая полноту использования энергетического потенциал АЭ, и термодинамический режим работы ТЭУ. Исходя из этого, осуществляется выбор геометрических параметров АЭ (линейные и угловые размеры, объём, площадь боковой поверхности и т.д.).

Далее, в соответствии с разработанным методом, производится расчёт рабочих характеристик АЭ, представляющих собой функцию напряжение-температура (время)- деформация.

Полученные таким образом формализованные соотношения используются далее для расчёта ТЭУ.

ВИНТОВЫЕ СУПЕРДИСЛОКАЦИИ С ПОЛЫМИ ЯДРАМИ (ТРУБКИ) В РАСТУЩИХ КРИСТАЛЛАХ: ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ И КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

М.Ю. Гуткин ¹⁾, А.Г. Шейнерман ¹⁾, Т.С. Аргунова ²⁾, Е.Н. Мохов ²⁾

¹⁾ Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург

²⁾ Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург
gutkin@def.ipme.ru

Винтовые супердислокации с полыми ядрами (трубки) являются одним из основных видов дефектов, формирующихся в процессе роста полупроводниковых кристаллов типа SiC и GaN. Такие нано- и микротрубки – почти прямолинейные цилиндрические по-лости диаметром соответственно от нескольких нанометров (в GaN) до десятков микрон (в SiC), вытянутые в направлении роста кристалла и пронизывающие его насквозь, – представляют большую угрозу для работы построенных на этих кристаллах приборов. В частности, их называют "дефектами-убийцами" приборов на SiC, а их плотность входит в число основных показателей качества выращенного образца. В представленной работе приведены результаты теоретических исследований поведения трубок в процессе роста кристаллов. Основной упор делается на описание упругих взаимодействий трубок между собой и со свободной поверхностью растущего образца. Такие взаимодействия приводят к реакциям расщепления одной трубки на две или слияния двух или более трубок в одну. В докладе приводятся решения ряда граничных задач теории упругости: о двух упруго взаимодействующих трубках произвольного диаметра, содержащих винтовые супердислокации с произвольной величиной вектора Бюргерса; об упругих полях трубки, перпендикулярной свободной поверхности кристалла; о полях напряжений ступенек на внутренней поверхности трубок и о взаимодействии таких ступенек между собой как в глубине образца, так и у свободной поверхности. Полученные решения послужили основой для компьютерного моделирования эволюции ансамбля трубок в процессе роста кристалла. В двумерной компьютерной модели задавалась группа трубок со случайными диаметрами и случайным начальным расположением по плоскому фронту роста образца. Вдоль плоскости фронта задавались периодические граничные условия. Предполагалось, что диаметры трубок пропорциональны квадратам векторов Бюргерса содержащихся в них дислокаций (правило Франка), а знак векторов Бюргерса выбирался случайным образом. В рамках ньютоновской динамики рассматривались перемещения приповерхностных сегментов трубок с течением времени (т.е., по мере перемещения фронта роста кристалла) под действием упругих сил взаимодействия и эффективной силы трения, обусловленной поверхностной энергией образующихся на трубках ступенек. Наблюдалась реакция слияния трубок с дислокациями разных знаков, которые приводили либо к уменьшению суммарного вектора Бюргерса, а следовательно, и диаметра получившейся трубки, либо к аннигиляции дислокаций и зарастанию трубки. Таким образом, общая плотность трубок уменьшалась по мере роста кристалла. Было показано, что в процессе взаимодействия поверхностные сегменты трубок могут двигаться друг к другу по прямой, образуя в объеме кристалла плоские конфигурации, а могут закручиваться вокруг друг друга, постепенно сближаясь и формируя конфигурации типа двойной спирали. Первый режим реализуется либо для изолированной пары трубок, либо для трубок существенно разного диаметра. Второй режим характерен для случаев, когда взаимодействие пары трубок соизмеримого диаметра происходит под сильным упругим воздействием соседей. Все наблюдавшиеся в моделировании конфигурации находят подтверждение при экспериментальном исследовании кристаллов SiC методами рентгеновской топографии в синхротронном излучении.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ И КИНЕТИКИ РАЗРУШЕНИЯ ГРАНУЛЬНОГО СПЛАВА, СОДЕРЖАЩЕГО КЕРАМИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ

А.В. Фишгойт, М.А. Розанов, Г.В. Шашурин

*Центральный институт авиационного моторостроения
им. П.И. Баранова, Москва, Россия*
ciamrtc@mail.sitek.ru

Выполнено исследование процессов разрушения образцов из гранульного никелевого сплава при растяжении и малоциклового усталости (МЦУ). Показано, что при растяжении и МЦУ при комнатной температуре неметаллические включения не оказывают влияния на процессы разрушения образцов. При МЦУ при 650°C, наоборот, основная масса разрушений зарождается на неметаллических включениях, содержащихся в металле.

Основную долю долговечности образцов при МЦУ при 650°C занимает инкубационный период – количество циклов от начала нагружения до зарождения трещин на включениях. Период роста трещин составляет 1-3 тысячи циклов.

Наибольшую опасность представляют крупные включения от 100 до 200-250 мкм, однако, отмечены случаи малой долговечности при относительно небольших включениях.

Выполнено измерение шага усталостных бороздок на поверхности трещин, растущих от включений - δ и сравнение этого шага с макроскоростью усталостных трещин - dl/dN , приведенной в литературе. Отмечен существенный разброс шага бороздок для различных образцов при одинаковых коэффициентах интенсивности напряжений. Тем не менее, показано удовлетворительное совпадение - δ и dl/dN

Проведено расчетное моделирование процессов разрушения образцов с заданием включений в виде участков с большим модулем. Совпадение эксперимента и расчетных результатов является удовлетворительным.

САМООРГАНИЗАЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ АНСАМБЛЕЙ ПРИ НАЛИЧИИ ВНЕШНИХ СТОХАСТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

А. Б. Волынцев, А. В. Ратт

Пермский государственный университет, Россия

voland@psu.ru, ratt@psu.ru

Дислокационные ансамбли, как структурная составляющая реальных твердых тел, являются первоочередным фактором, определяющим несущую способность материалов. Поэтому анализ процессов эволюции дислокационных подсистем материалов является чрезвычайно важным с точки зрения прогноза их механических свойств. В этом направлении выполнены многочисленные экспериментальные и теоретические исследования, позволяющие сформулировать основные закономерности и стадийность развития дислокационных систем при квазистатических условиях нагружения. Однако для материалов, находящихся в экстремальных условиях ультра- и гиперзвуковых механических воздействий, которым подвергаются различные элементы современных летательных аппаратов, до сих пор не найдены репрезентативные экспериментальные методики, позволяющие в реальном масштабе времени исследовать эволюцию их дислокационных структур. Детализация этих быстропротекающих процессов, а тем более, их начальных этапов, пока возможна лишь с помощью вычислительного эксперимента. Данная работа является первым серьезным исследованием влияния белого высокочастотного шума на дислокационное структурообразование.

Нами была разработана математическая модель, позволяющая исследовать эволюцию дислокационных ансамблей с несколькими системами скольжения в сильно нагартованных материалах, находящихся в ультра- и гиперзвуковых акустических полях. Необходимо отметить, что представленная модель довольно сложна. Рассматривается непрерывное распределение жестких прямолинейных дислокаций – именно данное обстоятельство позволяет исследовать ансамбли с высокой плотностью дислокаций (порядка 10^{12} см⁻²). В движении дислокаций учитываются как термически активируемые, так и атермические процессы. Кроме того, приняты во внимание инерционные эффекты, обусловленные наличием эффективной массы дислокаций, торможением дислокаций на фонах, силы трения при взаимном пересечении дислокаций. Помимо внешних стохастических воздействий модель позволяет имитировать и стандартные квазистатические режимы нагружения. Именно учет всех отмеченных обстоятельств сделал доступным моделирование эффектов видоизменения структуры в чрезвычайно широком диапазоне частот внешних воздействий, различающихся на десять порядков.

Параметры моделируемого материала были следующими: Вектор Бюргерса полагался равным 0,25 нм, модуль сдвига - $7,5 \cdot 10^4$ МПа, а коэффициент Пуассона - 0,25 (силы межатомного взаимодействия - центральные). Компьютерному эксперименту соответствовала температура 293 К. Частота колебаний дислокаций V составляла 10^{11} Гц [1, 2], а скорость звука в данной среде - $5 \cdot 10^3$ м/с. Периоды субструктуры (размеры моделируемой области) в направлении осей X и Y полагались одинаковыми и равными 1 мкм. Были также заданы следующие значения энергии активации: для скольжения - 1,5 эВ (что соответствует процессу взаимного пересечения дислокаций [2]), а для переползания - 1,0 эВ.

Как уже говорилось выше, к исследуемому материалу прикладывали внешнее стохастическое по величине, направлению и длительности поле воздействий. В результате проведенных численных экспериментов была установлена возможность

существования в дислокационном ансамбле с двумя системами скольжения неизвестной ранее равновесной дислокационной конфигурации в виде квадруполя. Каждый квадруполь представляет собой скрещенные диполи, расположенные в различных системах скольжения (рис. 1).

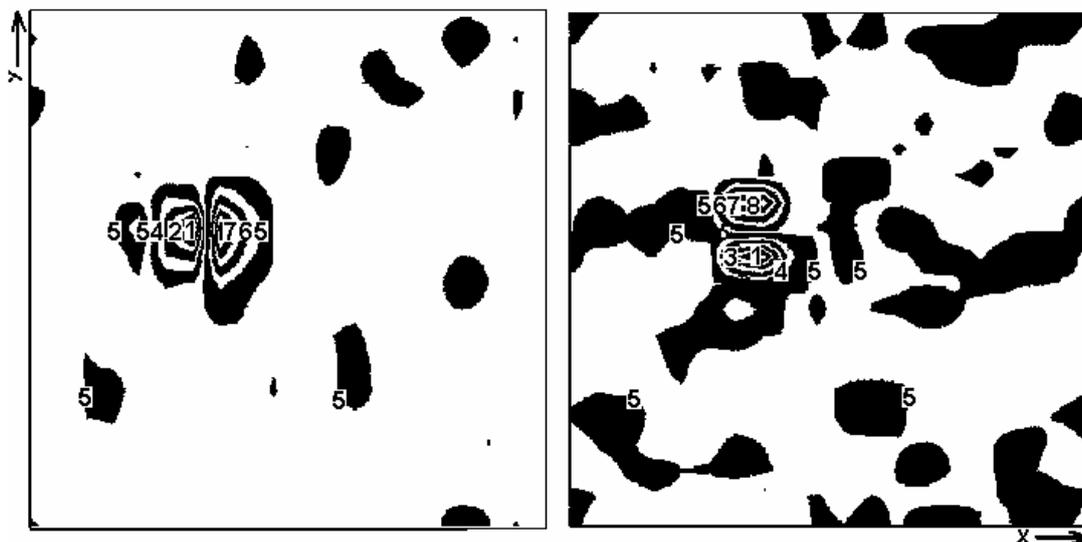


Рис. 1. Распределение дислокационного заряда в первой (слева) и во второй (справа) системах скольжения (здесь и далее значения плотности даны в величинах 10^{11}см^{-2}): 1) -0.8, 2) -0.5, 3) -0.3, 4) 0.0, 5) 0.2, 6) 0.4, 7) 0.6, 8) 0.8.

Данная структура оказалась довольно устойчивой. Поскольку дислокации в диполях имеют различный знак, то они должны стремиться друг к другу, сближаться и аннигилировать, однако взаимное расположение диполей таково, что этого не происходит. Как следствие, в данных областях поля внутренних упругих напряжений гораздо выше чем в среднем по ансамблю. Одним из способов понижения напряжений в данной области может являться введение трещины, направленной под углом 45° к осям диполей. Таким образом, формирование таких структур, как нам кажется, способствует процессу зарождения трещин. Отметим также, что описанное выше структурообразование возможно лишь при условии достаточно высоких действующих напряжений, как правило, это уровень предела текучести материала и выше. Безусловно, данный процесс зависит и от частоты. Однако связь эта имеет нелинейный характер.

Список литературы

1. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1972. 599с
2. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. М.: Наука, 1974. 272 с.

ВРЕМЕННЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКОЙ КЕРАМИКИ В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ.

Жога Л.В.¹, Шильников А.В.¹, Шпейзман В.В.²

¹Волгоградская государственная архитектурно-строительная академия, Россия

²Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия
postmaster@vgasa.ru

Целью настоящей работы явились измерение, анализ и сравнение скоростей деформации сегнетоэлектрических керамик, модифицированных различными добавками, в условиях ползучести. Изучались составы ЦТС-19, ЦТС-24, ЦТС-22. Сравнительное исследование указанных составов представляет интерес, поскольку они сильно различаются между собой в отношении "жесткости" доменной структуры. Первая керамика относится к так называемым «сегнетомягким», вторая и третья – к «сегнетожестким» материалам.

Измерения проводились на образцах размером 3х3х6 мм из неполяризованной сегнетоэлектрической керамики. Скорость ползучести измерялась с помощью лазерного интерферометра. Скорость деформации можно было измерять на базе 0,15 мкм с погрешностью 1%. Механические напряжения изменялись в пределах от 10 до 100 МПа. По экспериментальным данным определялся вид зависимости скорости ползучести от времени.

Отмечается, что скорость ползучести при заданном напряжении σ уменьшается во времени. Сделан вывод о том, что зависимость $\lg \dot{\epsilon}(t)$ не может быть аппроксимирована прямой во всем временном интервале для всех значений нагрузок. Для сегнетокерамики ЦТС-19 при малых значениях нагрузки выполняется зависимость

$$\dot{\epsilon} = \kappa \cdot \sigma \frac{\epsilon_{\infty}}{\tau} \cdot \exp\left(-\frac{t}{\tau}\right), \quad (1)$$

где $\kappa = \text{const}$, ϵ_{∞} - максимальная деформация, τ - время релаксации, σ - напряжения в образце. При увеличении нагрузки до значений 20 МПа, после которых начинается уменьшение скорости деформации, временные зависимости скорости деформации аппроксимируются прямыми в координатах $\lg \dot{\epsilon}(\lg t)$. Для двух других составов сегнетокерамики получены прямые линии в координатах $\lg \dot{\epsilon}(\lg t)$, что предполагает наличие в материале низкотемпературной (логарифмической) ползучести

$$\dot{\epsilon} = \frac{\epsilon_1 \cdot v}{1 + v \cdot t}, \quad (2)$$

где ϵ_1 и v - константы для данного материала. Используя метод скачка напряжений и температуры, были определены активационные характеристики кинетического процесса деформации: эффективная энергия активации ползучести $Q(\sigma)$ и эффективный активационный объем α . Анализ результатов показывает, что изменение скорости деформации образцов для различных составов, если их сравнить при $\sigma = \text{const}$, может происходить либо из-за уменьшения скорости движения доменных стенок, либо из-за уменьшения количества переориентированных доменов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ N 02-02-016232

ВЫЯВЛЕНИЕ POST FACTUM РАЗВИТИЯ ФРОНТА ПОВРЕЖДЕНИЙ ПРИ ОТКОЛЬНОМ РАЗРУШЕНИИ ГРАНИТА

А. М. Лексовский *, С. И. Кривошеев **, В. А. Боровиков*

*- *Физико – технический институт им. А.Ф. Иоффе, РАН, Россия*

** - *Санкт - Петербургский Государственный технический университет, Россия*

albert.leksowski@mail.ioffe.ru ; ksi@SK3153.spb.edu

На примере горной породы типа гранит в [1,2] было показано, что при взрывном нагружении, помимо общеизвестной зоны образования трещин макроскопического масштаба, в породе имеет место более протяженная зона микроповреждений (микротрещин) высокомодульных кристаллов (минералов). Декорированные люминофором при ультрафиолетовом освещении разрушенные высокомодульные кристаллы (после пропитки образца гранита специальным низкомолекулярным пенетрантом) являются детекторами, индикаторами локальных деформаций в горной породе.

При приложении к гетерогенному материалу растягивающих напряжений в нем могут формироваться зоны различной поврежденности. Выяснение закономерностей формирования и развития этих зон при ударном нагружении, особенно при действии “допороговых” значений нагрузок, представляется чрезвычайно актуальным. Однако инструмент изучения этих вопросов подобрать очень трудно.

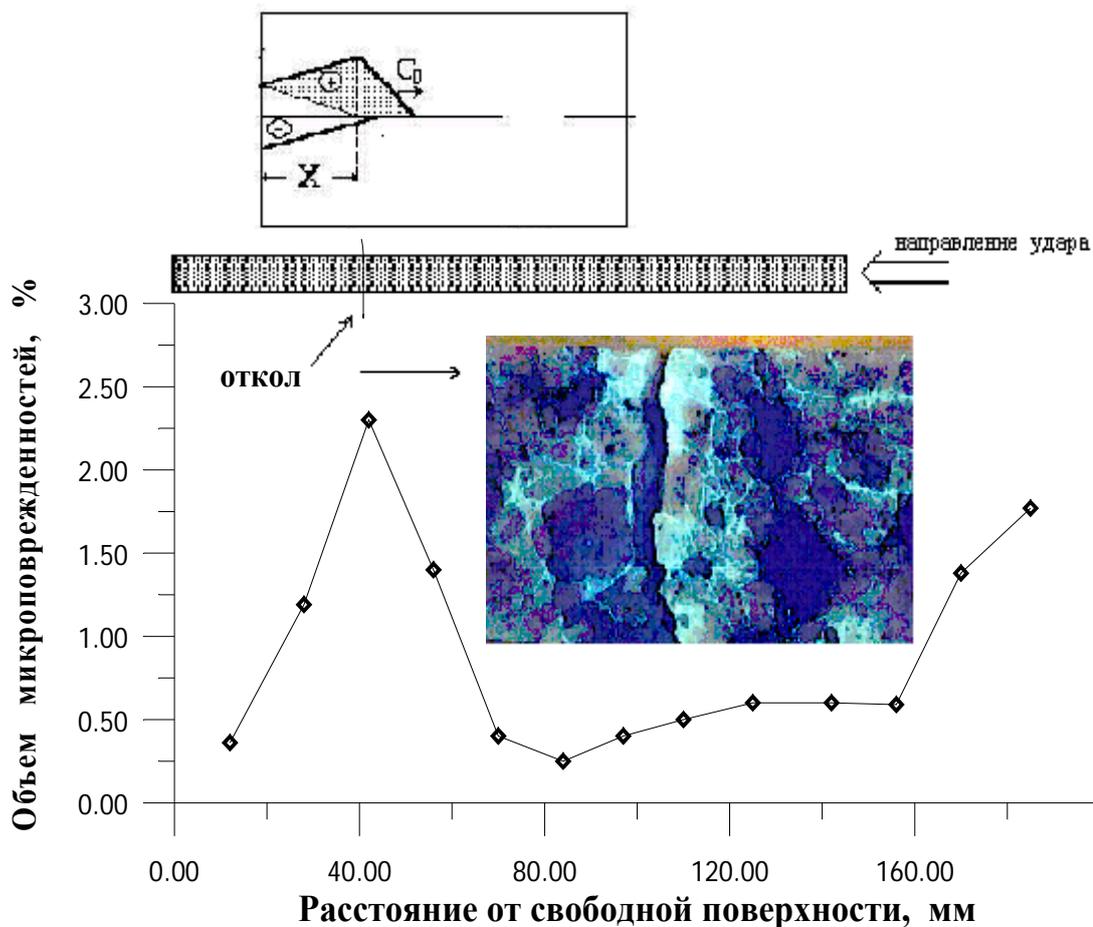
В работе предлагается исследовать с помощью методики [2] формирование таких зон в гранитных образцах, имеющих форму стержня длиной около 200 мм. Нагружение производилось импульсами давления микросекундной длительности, создаваемыми с помощью магнитноимпульсной установки. Испытания производились по откольной схеме нагружения. Методика формирования импульса нагрузки магнитноимпульсным способом описана в [3,4].

На рисунке схематически показано формирование растягивающих напряжений в длинном стержне при отражении падающей волны от свободной поверхности, вид боковой поверхности специально подготовленных [1] обеих частей разорванного гранитного образца в месте откольного разрушения при ультрафиолетовом освещении. Микротрещины в светлых минералах кварца и полевого шпата, как можно видеть, явственно декорируются.

Из графика распределения интегрального объема этих “микроповреждений” вдоль длины образца следует, что максимальная поврежденность на уровне 2,3 % приходится как раз на место максимальных растягивающих напряжений. Микроповреждения в районе свободной поверхности минимальны по абсолютной величине и достаточно велики в месте вхождения ударной волны в тело образца.

В целом, как представляется, в распределении микроповреждений легко просматривается “замороженный” в виде поврежденных кристалликов фронт развития волны напряжений. Приведенные первые результаты дают основание надеяться на более развернутые исследования в дальнейшем.

Как показал наш опыт, информация о “деформационной” предыстории массива горной породы позволяет решать и некоторые, такие практически важные вопросы, как, например, выбор места и способа взрывной отбойки гранита на щебень и камнеблоки.



Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 03-05-64821

Список литературы

1. Лексовский А.М., Боровиков В.А., Бозоров Н.С., Абдуманонов А. Обнаружение микротрещин в образцах горных пород с помощью люминесцентной микроскопии. // Письма в ЖТФ, т.22, 1996, вып.3, с.6-9.
2. Лексовский А.М., Боровиков В.А., Бозоров Н.С., Абдуманонов А., Синани А.Б., Пилецки С.А. Зона поврежденности высокомодульных минералов при взрывном нагружении гранита// Письма в ЖТФ, **28** (16),2002, 90-04.
3. Кривошеев С.И, Морозов Н.Ф., Петров Ю.В., Федоровский Г.Д., Шнеерсон Г.А. Исследование пороговых характеристик разрушения материалов при кратковременных нагрузках, создаваемых электромагнитными силами.// Труды международной научной конференции “Забабахинские научные чтения-98”, Федеральный ядерный центр, г. Снежинск, 20-26 сентября 1998. Г.А.
4. Кривошеев С.И, Морозов Н.Ф., Петров Ю.В, Шнеерсон . Инициирование разрушения твердых тел при интенсивном импульсном нагружении // Известия Академии наук, Механика твердого тела, №5, 1999, с.165-172

ИЗМЕНЕНИЕ МИКРОТВЕРДОСТИ ФУЛЛЕРИТА C₆₀, ВЫЗВАННОЕ ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАМАЛЫХ ДОЗ (D<1 сГР) ИОНИЗИРУЮЩЕГО ОБЛУЧЕНИЯ

Головин Ю. И., Дмитриевский А. А., Пушнин И. А.

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Россия,
golovin@tsu.tmb.ru*

Известно, что в температурном интервале от 250 К до 260 К наблюдается фазовый переход, при котором простая кубическая решетка переходит в гранецентрированную (sc-fcc). При этом многие физические характеристики испытывают скачкообразные изменения, а также меняется на противоположный знак магнитоэлектрического эффекта [1].

Нами были проведены экспериментальные исследования влияния малодозового ионизирующего облучения на микротвердость фуллерита C₆₀. Обнаружено, что под действием β+γ -облучения при комнатной температуре фуллерит разупрочняется. Установлено, что за разупрочнение ответственна β-компонента. При этом величина β-стимулированного эффекта разупрочнения сопоставима с величиной эффекта вызванного обработкой в импульсном магнитном поле. Разупрочняющее действие ионизирующего облучения, также как и в магнитоэлектрическом эффекте, в кристаллах C₆₀ носит обратимый характер. Восстановление микротвердости к исходному значению после β-облучения происходит в течение 30-40 часов при комнатной температуре. Установлено, что после ионизирующего облучения образцы становятся нечувствительными к воздействию магнитного поля, и наоборот, предварительная экспозиция образцов в импульсном магнитном поле приводит к потере чувствительности C₆₀ к ионизирующему облучению. Обнаружена инверсия знака радиационно-пластического эффекта в монокристаллах C₆₀ при фазовом переходе, причем, температурный интервал совпадает с обнаруженным в [1]. Это позволило предположить, что магнитное поле и ионизирующее облучение действуют на одни и те же объекты в исследуемых образцах. Установлено, что скорость восстановления микротвердости фуллерита к исходному состоянию после облучения зависит от температуры, при которой происходит релаксация. Кинетика процесса восстановления свидетельствует в пользу термоактивационного характера релаксации. Определена энергия активации.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов: ФЦП «Фуллерены и атомные кластеры» № 2008, Университеты России № УР.01.01.013, РФФИ (грант № 02-02-17571).

Список литературы

1. Ю.А. Осипьян, Ю.И. Головин, Р.Б. Моргунов, Р.К. Николаев, И.А. Пушнин, С.З. Шмурак. ФТТ **43**, 7, 1333 (2001)

КОНЦЕНТРАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ У СЛАБО ИСКРИВЛЕННОЙ ПОВЕРХНОСТИ УПРУГОГО ТЕЛА

М. А. Греков, С. Н. Макаров

Санкт-Петербургский государственный университет, Россия,
grekov@apmath.spbu.ru, syr@vrm.apmath.spbu.ru

Механические повреждения элементов конструкций часто происходят в результате хрупкого разрушения поверхностного слоя, вызванного различного рода дефектами и неоднородностями технологического характера, а также вследствие коррозионных процессов и ударных воздействий.

Целью работы является исследование эффекта концентрации напряжений, вызванной дефектом поверхности упругого тела. В качестве дефекта рассматривается незначительное отклонение геометрии поверхности тела от плоской формы. Основное содержание работы и результаты исследований изложены в публикации авторов [1].

Согласно Гао [2], исследовавшего различные варианты криволинейной поверхности тела в двух- и трехмерных задачах, наибольшая концентрация напряжений создается изолированной впадиной при плоской деформации. Имея это в виду, мы ограничиваемся построением приближенного решения задачи теории упругости для полубесконечного упругого тела, находящегося в условиях плоской деформации или плоского напряженного состояния, полагая, что поверхность тела содержит дефект в виде одиночной впадины или одиночного выступа.

Решение плоской задачи теории упругости для полуограниченной двумерной области со слабо искривленной границей ищется методом возмущений, суть которого состоит в том, что криволинейная поверхность области рассматривается как поверхность, возмущенная из базовой плоскости. Величина возмущения считается малой по сравнению с характерным линейным размером проекции дефекта на базовую плоскость. Решение строится в терминах комплексного анализа. С его помощью выведено краевое условие, которому должен удовлетворять комплексный потенциал краевой задачи в общем случае для области с криволинейной границей. Предполагается, что на этой границе действует произвольная нагрузка, а на бесконечности приложены продольные усилия.

В соответствии с методом возмущений, комплексный потенциал задачи разлагается по степеням малого параметра – относительной амплитуды отклонения криволинейного участка поверхности от плоской формы. Коэффициентами ряда являются неизвестные функции, голоморфные вне вещественной оси. Далее, в силу малости возмущения, значения этих функций на криволинейной границе разлагаются в ряды Маклорена. В результате решение задачи сводится к последовательному решению однотипных краевых задач Гильберта. Указан алгоритм нахождения любого приближения в квадратурах.

Рассмотрены примеры локальных симметричных дефектов границы в виде впадин и выступов, форма которых описывается серией степенных функций. Для случая свободной границы найдены комплексные потенциалы нулевого, первого и второго приближений. На основе первых двух приближений изучено влияние геометрии дефекта поверхности на концентрацию напряжений. Построены графики изменения продольных напряжений около впадин двух видов вдоль линий, параллельных базовой плоскости.

На Рис.1 показано распределение продольных напряжений около впадины с угловыми точками $x_1 = \pm l$ на краях, найденное по первым двум приближениям.

Форма впадины определяется функцией $f(x_1) = -\varepsilon l(1 - (x_1/l)^2)$, $|x_1| < l$. Значение $x_2 = 0$ соответствует прямолинейной невозмущенной границе.

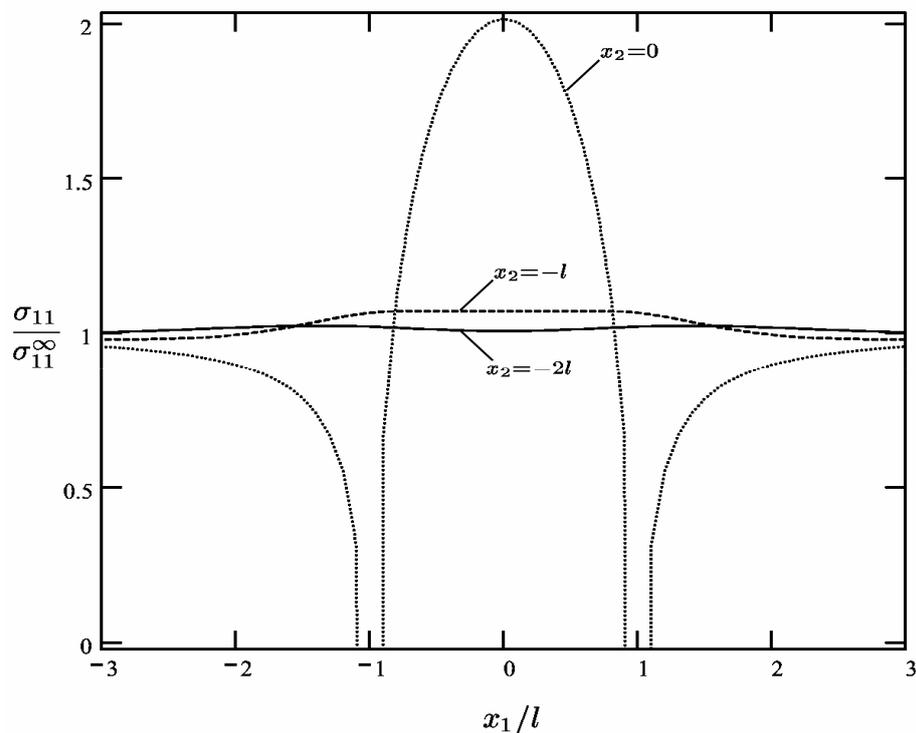


Рис.1

Получена точная формула для коэффициента концентрации напряжений S у дна впадины, форма которой определяется степенной функцией. Анализ впадин различной формы позволил построить следующую аппроксимацию для коэффициента концентрации напряжений:

$$S = \max \frac{\sigma_{11}}{\sigma_{11}^{\infty}} = 1 + k\varepsilon,$$

где $k = 1,07(\rho\varepsilon/l)^{-0,601} + 0,915$. Приведенная формула дает погрешность для величины S не более 2% в промежутке $0,05 \leq \rho\varepsilon/l \leq 05$. Здесь ρ – радиус кривизны у дна впадины.

Кроме того, найдены значения коэффициентов концентрации для трех форм выступов. Результаты сведены в таблицу. Обнаружено, что концентрация напряжений у выступа имеет тот же порядок, что и у впадины. Тем самым показано, что выступы представляют такую же угрозу развития повреждений у поверхности тела, что и впадины.

Список литературы

1. Греков М.А., Макаров С.Н. Метод возмущений в плоской задаче о полуограниченном упругом теле со слабо искривленной границей // Нелинейные проблемы механики и физики деф. тв. тела, вып.5. СПб.: СПбГУ. 2002. С. 31-44.
2. Gao H. Stress concentration at slightly undulating surfaces // J. Mech. Phys. Solids. 1991. Vol. 39. N. 4. P. 443-458.

ПРОБЛЕМА БОЛЬШИХ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ В РАМКАХ НЕЛОКАЛЬНОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ

Хантулева Т.А., Климанек П.*

Санкт-Петербургский госуниверситет, Россия

khan@TH8345.spb.edu

** Inst. Metallkunde, TU Bergakademie Freiberg, D-09596 Freiberg, Germany*

Пластическое деформирование материалов, как установлено в экспериментах, сопровождается генерацией новых структурных образований в среде на мезоскопическом масштабном уровне [1-3]. Замеченный парадоксальный факт, что в различных средах при различных условиях нагружения наблюдались одни и те же структуры, можно объяснить только в предположении, что эти структуры формируются не молекулярными процессами, а макроскопическими полями напряжений и скоростей деформаций. При этом отмечалось, что с увеличением масштаба деформации возрастает роль эффектов коллективных мод взаимодействия и анизотропии [4]. Для описания таких крупномасштабных процессов традиционные континуальные подходы становятся некорректны, поскольку они обоснованы для описания бесструктурных сред и дают непрерывный спектр внутренних масштабов. С точки зрения современной неравновесной статистической термодинамики, коллективные эффекты суть эффекты нелокальности в пространстве и времени. Физическая природа нелокального взаимодействия заключается в появлении новых структурных образований в среде на промежуточных между микро- и макро- масштабах, которые не связаны с исходной структурой среды и их потенциалом взаимодействия. Новые структурные элементы среды переносят импульс и энергию в среде не только диффузионным образом, но в силу своей инерционности непосредственно по своим траекториям движения.

Сейчас уже стало понятно, что высокоскоростное деформирование представляет собой динамический процесс многомасштабного и многостадийного обмена импульсом и энергией [5]. В экспериментах по высокоскоростному нагружению материалов [1] было обнаружено, что еще до начала диссипации механической энергии в тепло начинается процесс генерирования крупномасштабных флуктуаций, а затем образование новых структур мезоскопического масштаба. При этом мезоскопический масштабный уровень играет роль энергетического буфера между макро- и микроскопическими степенями свободы. Диссипативные микромеханизмы взаимодействия посредством вязкости и теплопроводности устанавливаются на самой последней околоравновесной стадии процесса релаксации [6]. Эти факты свидетельствуют о том, что при сильных потоках энергии процесс многомасштабного энергообмена может идти немонотонно за счет процессов самоорганизации, приводящих к возникновению новых крупномасштабных структур в результате коллективного взаимодействия элементов первичной структуры среды. Важно отметить, что в условиях сильной неравновесности даже в изначально однородных средах наблюдается структурообразование. Например, при ударном нагружении металлов после прохождения фронта волны обнаружены как сдвиговые, так и ротационные структуры, вброшенные в среду [1-3].

Таким образом, для разработки теоретических подходов к этой проблеме, базирующихся на первых принципах неравновесной термодинамики, требуется критическое переосмысление и изменение фундаментальных допущений, лежащих в основе всех традиционных моделей (например, описание в терминах деформаций, разделение деформации на упругую и пластическую компоненты, отсутствие пластической дилатации). Поэтому на основе неравновесной статистической механики и теории резонансных механических систем одним из авторов был разработан самосогласо-

ванный нелокально-гидродинамический подход к описанию неравновесных процессов переноса в неоднородных средах [3,7], который не имеет ограничений по размерам системы и условиям нагружения. На основе новой теории сформулирована задача о пластическом сдвиговом течении среды с релаксирующей внутренней структурой между двумя плоско-параллельными границами. Нелокальные пространственные корреляции индуцируют взаимодействие между этими границами, которое в свою очередь порождает в среде возникновение новых структурных масштабов. Образованные в среде элементы мезоскопического размера могут вращаться в поле неоднородного сдвига, создавая вблизи границ области интенсивных ротационных структур. Полученная в рамках нового подхода система интегро-дифференциальных уравнений баланса массы, импульса и энергии описывает результат совместного действия механизмов переноса двух разных типов: волнового, определяющего упругие свойства среды и диффузионного диссипативного переноса, определяющего ее пластические свойства. Обратная задача на определение спектра масштабов внутренней структуры среды через интегральные граничные условия вводит в систему обратную связь и замыкает прямую задачу определения макроскопических полей в среде с релаксирующей внутренней структурой самосогласованным образом. В пластической области спектры дискретны, а вблизи упругого (бесконечно большой радиус нелокальных корреляций) и гидродинамического (корреляций нет) пределов они переходят в непрерывные, определяя области применимости механики сплошной среды. Обе задачи сведены к одной нелинейной операторной системе специального вида, характерного для резонансных задач механики. Применение недавно разработанных математических методов исследования таких задач позволило получить приближенное полу-аналитическое решение задачи для произвольного квазистационарного сдвига. Было обнаружено, что стационарный режим устанавливается только тогда, когда возникает динамическое равновесие между всеми образовавшимися при деформации ротационными структурами. В условиях динамического нагружения ротации локализуются вблизи границ, и профиль массовой скорости становится существенно нелинейным. При этом процесс разрушения материала рассматривается как структурный переход к крупномасштабным необратимым структурам, который происходит в среде пороговым образом в результате резонансных эффектов, когда неоднородности макроскопических полей деформаций и напряжений становятся соизмеримы с масштабами образовавшихся при самоорганизации структур.

Таким образом, разработанный подход представляет собой мощный теоретический инструмент для предсказания разного типа эффектов, связанных с процессами локализации деформации и размерами деформируемых образцов в широком диапазоне условий нагружения.

Работа выполнена при поддержке гранта фонда Volkswagen (Project 05019 225 az.I/74 645)

1. Mescheryakov Yu.I. and Divakov. A.K. *ДУМАТ J.* 1994. № 1. С.271-287.
2. Хантулева Т.А., Мещеряков Ю.И. *Физическая мезомеханика.*, 1999, Т. 2, N5, С. 5-17.
3. Хантулева Т.А., Мещеряков Ю.И. Части 1.2. *Известия ВУЗов «Физика».* 2000. 4. С. 62-73, 9, С. 66-75.
4. Владимиров В.И., Романов А.Е., *Дисклинации в кристаллах.* Ленинград, Наука, 1986, 224с.
5. Khantuleva T.A. *CP620, Shock Compression of Condensed Matter 2001*, American Inst. Phys., 2002, С.263-266.
6. Ravichandran G., Rosakis A.J., Hodowany J., Rosakis P. *CP620, Shock Compression of Condensed Matter 2001*, American Inst. Phys., 2002, 557-562.
7. Khantuleva. T.A. The nonlocal approach of energy exchange in the shock compressed matter, in monograph "High-pressure compression of solids VI: old paradigms and new challenges"(Y.Horie, L.Daison, N.N.Thadhani, Eds.), Springer, Berlin, 2002, pp 121-161
8. Вавилов С.А. О разрешимости одного класса операторных уравнений. *ДАН СССР*, 1991, Т.316, №1. С. 22-26.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВЫСОКОПОРИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ФТОРОПЛАСТА-4

А.Б. Калюжный, В.Я. Платков *

*Харьковский Государственный технический Университет сельского хозяйства,
Украина*

**Харьковский Государственный экономический Университет, Украина
platkov@vk.kharkov.ua*

Изучены условия формирования и структуры высокопористых материалов на основе фторопласта-4 с объемной пористостью от 64 до 74%, получаемых с помощью твердого растворимого порообразователя.

Стабильная и воспроизводимая структура обеспечивается введением в композиционную смесь порообразователя с необходимой дисперсностью частиц, контролируемым соотношением полимер-порообразователь и выбором давления таблетирования смеси. Изучена роль этих факторов в формировании структуры высокопористых материалов на основе фторопласта-4. Установлены зависимости диаметров пор и коэффициентов извилистости поровых каналов, равномерности распределения их по объему, открытости поровых каналов от этих факторов. Показано, что коэффициенты извилистости поровых каналов определяются соотношением полимер-порообразователь и не зависят от дисперсности частиц порообразователя. Обсуждаются механизмы формирования структурного состояния.

Показано, что оптимизация параметров поровой структуры возможна только путем графического компьютерного моделирования.

Разработана оригинальная программа графического компьютерного моделирования и анализа поровой структуры материала, образованного порообразователем, частицы которого могут быть кубической или шарообразной формы, причем частицы кубической формы могут быть ориентированны в пространстве случайным образом. При формировании порообразователя программа позволяет варьировать размеры частиц в интервале от 30 до 1500 мкм и устанавливать различные распределения этих частиц по размерам. Программа позволяет моделировать поровые структуры материалов различной толщины (мембраны, объемные материалы), пористость которых может варьироваться в широком интервале ее значений (от 1 до 99 %). С помощью этой программы определена оптимальная пористость при заданном дисперсном составе порообразователя, обеспечивающая однородность поровой структуры по объему и устойчивость полимерного каркаса материала после удаления порообразователя.

В высокопористом материале обнаружено увеличение геометрических размеров предварительно таблетированного полуфабриката в результате его спекания. Наибольшее увеличение размера имело место в направлении усилия прессования. При этом среднее значение увеличения объема соответствовало 3,2% для полуфабриката с мелкодисперсным порообразователем и уменьшалось до 0,7% по мере снижения дисперсности порообразователя. Однако, в результате последующего удаления порообразователя линейные размеры пористого материала не только возвращались к исходному значению, но и становились меньше их, так что конечный объем пористого материала становился меньше объема таблетированного материала на 4,0-4,5%. Обсуждаются причины изменения размеров.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ФАЗОВОМ $\alpha - \beta$ ПЕРЕХОДЕ В СИСТЕМЕ Pd – H

А.Б. Волынцев, А.Н. Шилов

Пермский государственный университет, Россия,

ashilov@psu.ru

Насыщение водородом гидридообразующих металлов, находящихся под нагрузкой, приводит к многократному (на несколько порядков) ускорению эффектов ползучести, релаксации напряжений и обратного механического последствия [1]. Интенсификация всех этих процессов связана с целым комплексом малоисследованных физических явлений. Одним из наиболее существенных факторов, дающих вклад в ускорение всех упомянутых эффектов, могут быть ориентированные фазовые превращения, обусловленные тем, что зародыши гидридных фаз, возникающие при насыщении металла водородом, растут преимущественно по вполне определенным кристаллографическим направлениям, которые определяются как структурой материала, так и ориентацией внешнего приложенного напряжения. В этом случае скольжение происходит, благодаря самому акту фазового превращения, что облегчает ползучесть и релаксацию напряжений.

Другой причиной ускорения вышеназванных эффектов может быть пластичность превращения – иначе говоря, размягчение материала в области перемещающейся межфазной границы твердый раствор – гидрид.

Третья причина – это фазовый наклеп, обусловленный размерным и структурным несоответствием гидридных включений и матрицы.

В работе методом вычислительного эксперимента подробно исследуется процесс роста зародышей β -фазы, когерентно связанных с матрицей в системе Pd-H. Рассматривается влияние на процесс релаксации напряжений и эволюцию дислокационной структуры как каждого из перечисленных факторов в отдельности, так и их совместное воздействие.

Используется модель континуального распределения дислокаций с циклическими граничными условиями. Учитывается упругое дальнедействующее взаимодействие дислокаций. Анализируется режим испытаний на релаксацию напряжений ($\epsilon = \text{const}$) при непрерывной закачке водорода.

Предполагается, что зародыши новой фазы имеют эллипсоидальную форму и определенным образом ориентированы относительно направления внешней нагрузки. Динамика их роста жестко определяется условиями вычислительного эксперимента. Как частный случай рассматривается рост круглых включений второй фазы, при котором практически полностью исключается механизм ориентированного фазового превращения, так как весь акт этого превращения сводится к скачкообразному увеличению периода кристаллической решетки в новой фазе, а изменения кристаллографической ориентировки не происходит. Для расчета микронапряжений, создаваемых включениями β -фазы и обуславливающих фазовый наклеп, используется модель псевдодислокаций, предложенная А.Б. Волынцевым [2].

Учет пластичности превращения осуществляется моделированием на границе раздела зародыш-матрица условий, облегчающих пластическое течение.

В ходе исследований было проведено большое количество вычислительных экспериментов с различной величиной эксцентриситета зародышей новой фазы и различной их ориентацией относительно направления приложенной внешней нагрузки.

Численные эксперименты показали, что на процесс релаксации внешнего напряжения основное, контролирующее влияние оказывает фазовый наклеп. Одного этого фактора достаточно для того, чтобы релаксация напряжений прошла практически полностью задолго до смыкания зародышей в процессе их роста [3]. В ходе роста зародышей возникают мощные внутренние микронапряжения, которые в сочетании с внешним напряжением приводят к интенсивной подвижке дислокаций. В тех областях, где внутренние микронапряжения совпадают по направлению с приложенной внешней нагрузкой, пластическое течение облегчается.

Однако ориентированность зародышей оказывает существенное влияние, как на величину, так и на кинетику процесса релаксации. В присутствии этого фактора процесс релаксации идет не монотонно, как в случае роста зародышей круглого сечения, а сопровождается мощными осцилляциями [4]. При некоторых ориентировках осцилляции внешнего напряжения, необходимого для поддержания постоянства деформации настолько велики, что попадают в область отрицательных значений. Интересным оказалось то, что конечные значения напряжения после завершения фазового перехода, при определенных условиях, могут оставаться в отрицательной области.

Показано, что в том случае, когда причиной релаксации внешнего напряжения при росте гидридных включений является только пластичность превращения, то, в отличие от релаксации, вызванной фазовым наклепом, она идет с меньшей скоростью и является неполной. В процесс активного движения вовлекаются лишь дислокации, расположенные в непосредственной близости к межфазной границе.

Вычислительные эксперименты показали, что в том случае, когда в процессе релаксации участвуют все три вышеназванных фактора, пластичность превращения не оказывает своего влияния на развитие этого процесса в моменты времени, предшествующие смыканию растущих зародышей. На последующих этапах наблюдается существенное увеличение уровня осцилляций. Пластичность превращения в системах, аналогичных Pd-H, играет как бы вспомогательную роль, облегчая пластическое течение. Развитие процесса релаксации, таким образом, определяется, в основном, динамикой внутренних микронапряжений, создаваемых в ходе роста зародышей второй фазы.

Список литературы

1. Спивак Л.В., Скрябина Н.Е., Кац М.Я. Водород и механическое последствие в металлах и сплавах. Пермь, 1993. 343 с.
2. Волинцев А.Б. Наследственная механика дислокационных ансамблей. Компьютерные модели и эксперимент. Иркутск, 1990. 288 с.
3. Volyntsev A.B., Shilov A.N. Computer Simulation of Dislocation Structure Evolution and Microdeformation Effects During $\alpha \rightarrow \beta$ Transformation in Palladium-Hydrogen System // IUTAM Symposium on Micromechanics of Plasticity and Damage of Multiphase Materials. Solid Mechanics and its Applications. Vol.46. Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, The Netherlands. 1996. P. 329-336.
4. Волинцев А.Б., Шилов А.Н. Математическое моделирование эволюции дислокационной структуры и релаксации напряжений в системе Pd-H с учетом фактора ориентации растущих зародышей относительно направления внешней нагрузки. // Вестн. Перм. ун-та, Физика. / Перм. ун-т. Пермь. Вып.1. 2002. С. 8 – 15.

ПРОБЛЕМА ВЯЗКОСТИ И ВЯЗКОГО СОСТОЯНИЯ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

С.А.Котречко, Ю.Я.Мешков

Институт металлофизики им. Г.В.Курдюмова НАН Украины, Киев
kotr@imp.kiev.ua

Многообразие применяемых в материаловедении характеристик вязкости (ψ , KCV , K_{IC} и др.) затрудняют их однозначное применение в расчете изделий и конструкций.

Предложен подход к проблеме достаточности вязкости в материале, исходя из представления о сущности вязкого и хрупкого состояния материала и опираясь на понятие стабильности вязкого состояния.

В условиях одноосного растяжения вязкое состояние материала означает $\sigma_{02} < \sigma_f$ (σ_{02} - условный предел текучести, σ_f - уровень хрупкой прочности), при $\sigma_{02} > \sigma_f$ - состояние хрупкое. Чем больше параметр $p = \sigma_f / \sigma_{02}$ ($p > 1$), тем дальше материал находится от возможности перехода в хрупкое состояние - тем больше устойчивость (стабильность) вязкого состояния материала в условиях данного НДС.

Новый подход к обеспечению целостности конструкции заключается в недопущении хрупкого состояния металла в конструкции. Это достигается путем использования коэффициента запаса стабильности вязкого состояния p_s , определяющего меру удаленности материала от условия вязко-хрупкого перехода в результате влияния температуры T , НДС, скорости нагружения и т.д.:

$$p_s = \frac{R_{MC} f(e)}{\sigma_{02} j(e/e_{02})^n} \quad (1)$$

Здесь R_{MC} - наименьшее значение хрупкой прочности (сопротивление микросколу), $f(e)$ - функция влияния пластической деформации e на R_{MC} , $j = \sigma_1 / \sigma_i$ - жесткость напряженного состояния, e_{02} - деформация на пределе текучести, $e_{02} = 0.002$, n - показатель упрочнения по Холломону.

В случае концентратора e имеет смысл локальной пластической деформации в очаге разрушения, j наибольшую жесткость НС.

Для данного материала (R_{MC}, σ_{02}, n) и расчетного концентратора (j, e) определяется запас стабильности вязкого состояния $p_s > 1$ по (1). Абсолютное значение p_s (по имеющимся оценкам $p_{s \min} \approx 1.3$) есть мера гарантии пребывания металла в вязком состоянии, несмотря на наличие факторов охрупчивания ($j, e_{лок}$ и др.). Таким образом, в отличие от запаса прочности, запас стабильности $p_s > p_{s \min}$ должен обеспечить правомерность расчета силовой надежности изделия по нормативам расчета, принятым для обычных пластичных материалов, не подверженных риску охрупчивания.

Момент разрушения ($p_s = 1$) означает, что металл исчерпал резерв стабильности вязкого состояния за счет прошедшей пластической деформации e и действия

факторов охрупчивания (j). Из критерия $p_s = 1$ по (1) получаем возможность выразить предельную пластичность e_c , реализуемую металлом в момент его разрушения в данном структурном и напряженном состоянии (ψ в случае одноосного разрыва образца):

$$e_c = 0.002(K_T / j)^{1/n} \quad (2)$$

Поскольку текучесть представляет собой явление со свойственной ей иерархией масштабных уровней текучести, то p_s в (1) обладает чувствительностью к масштабному уровню локализации текучести, в том числе и на уровне дефектов структуры металла, неоднородностей структуры и т.п. Поэтому p_s отражает влияние этих структурных факторов на экспериментально определяемые характеристики вязкости металлов, включая и стандартные (ψ , KCV , K_{IC} и др.). Так, например, интенсивная микротекучесть, локализованная вблизи крупных неметаллических включений приведет к росту показателя n и согласно (2) к уменьшению предельной пластичности e_c , т.е. уменьшению характеристик пластичности ψ и ударной вязкости KCV сплава, загрязненного такими включениями.

В докладе представлено развернутое изложение указанной проблемы.

ПОВЫШЕНИЕ КАЧЕСТВА ПОВЕРХНОСТИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН МЕТОДОМ НАНЕСЕНИЯ РЕГУЛЯРНОГО МИКРОРЕЛЬЕФА

М.А. Скотникова, Д.А. Касторский, Н.А. Крылов, Т.И. Строкина

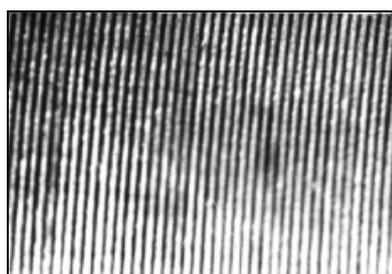
Санкт-Петербургский Государственный Институт Машиностроения, Россия
Skotnikova@mail.ru.

После лезвийной обработки, повышение эксплуатационных свойств поверхностей деталей машин надежно достигается с помощью окончательной холодной обработки пластическим деформированием за счет нанесения регулярного микрорельефа (РМР), например, способом вибронакатывания [1].

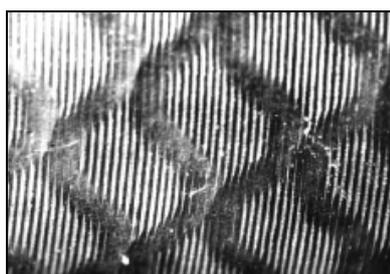
В данной работе в качестве материала для исследования были выбраны цилиндрические заготовки из сплава АМц диаметром 20 мм как в исходном состоянии (после точения), так и после нанесения с помощью вибронакатывания регулярных микрорельефов в виде касающихся синусоид II типа [1]. Обработки РМР-II-1; РМР-II-2; РМР-II-3 отличались величиной амплитуды синусоиды, которая была равна 0,88; 0,65 и 0,10 мм, соответственно. Измерение характеристик микрогеометрии профиля поверхности было выполнено с помощью прибора Калибр-201 в пределах базовой длины 2555 мкм. Были получены: профилограмма; амплитудный спектр профиля; плотность распределения ординат (Y) и тангенсов угла наклона профиля; относительная опорная длина профиля t_p ; стандартные параметры шероховатости R_a , R_z , R_m , R_q , S_m , S. В таблице 1 и на рис. 1 представлены результаты статистической обработка параметров микрогеометрии поверхностей исследованных образцов и их фотографии.

Таблица 1.

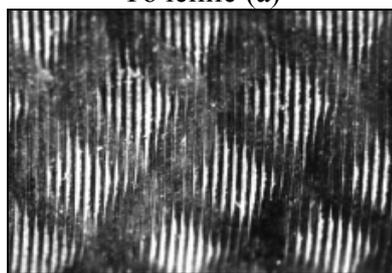
№ п/п	Вид обработки	Y мкм	R_a , мкм	R_z , мкм	S мкм	$\frac{R_a}{S}$	$\frac{R_z}{S}$	τ , мкм	K
1	исходное (точение)	2,56	3,234	12,08	170,3	0,019	0,010	16	1,75
2	РМР- II-1	2,56; 0,84	1,938	9,86	159,7	0,012	0,062	40	0,98
3	РМР- II-2	2,56; 0,84 0,52	1,941	10,20	182,5	0,011	0,056	155	0,513
4	РМР- II-3	0,68	0,875	2,61	365,0	0,002	0,007	962	0,104



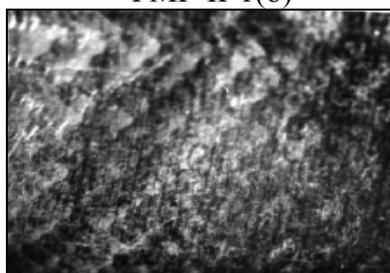
Точение (а)



РМР-II-1(б)



РМР-II-2 (в)



РМР-II-3 (г)

Как показали результаты, по сравнению с исходной поверхностью (после точения), вибронакатка любого типа изменяла амплитудный спектр профиля по ординате (Y); уменьшала шероховатость (R_a); увеличивала длину шага (S); уменьшала их отношение (R_a/S). Оказалось, что только после нанесения оптимального рельефа РМР-II-1 на поверхности образца сформировалось бимодальное распределение ординат (Y), то есть с одинаковой вероят-

Рис.1. Фотографии поверхностей с нанесенным РМР, х 60.

мировалось бимодальное распределение ординат (Y), то есть с одинаковой вероят-

ностью возникали новые моды неровностей с ординатой 0,84 мкм и сохранялись исходные, возникшие после точения 2,56 мкм. Поэтому в образце РМР-II-1 нарастание опорной длины (и фактической опорной площади) оказалось выше, по сравнению с другими рельефами. При эксплуатации поверхности детали с рельефом РМР-II-1 по мере истирания выступов с ординатой 2,56 мкм закономерно подключались выступы с ординатой 0,84 мкм, продолжая снижать контактные напряжения на поверхности.

Величина, знак и распределение остаточных напряжений вблизи поверхности изделия тоже является важным параметром, характеризующим ее качество. По сравнению с точением, нанесение регулярного микрорельефа усиливает напряжения сжатия вблизи поверхности, и увеличивает глубину их благоприятного воздействия. Как видно из рис. 2, в поверхностном слое детали, имеющем волнообразную шероховатость с амплитудой R , периодом S и их отношением R/S происходит перераспределение внутренних напряжений: выступы оказываются недогруженными, а впадины перегруженными. $K=2(R/r)^{1/2}$ – коэффициент концентрации напряжений в вершинах неровностей при впадинах радиусом закругления r .

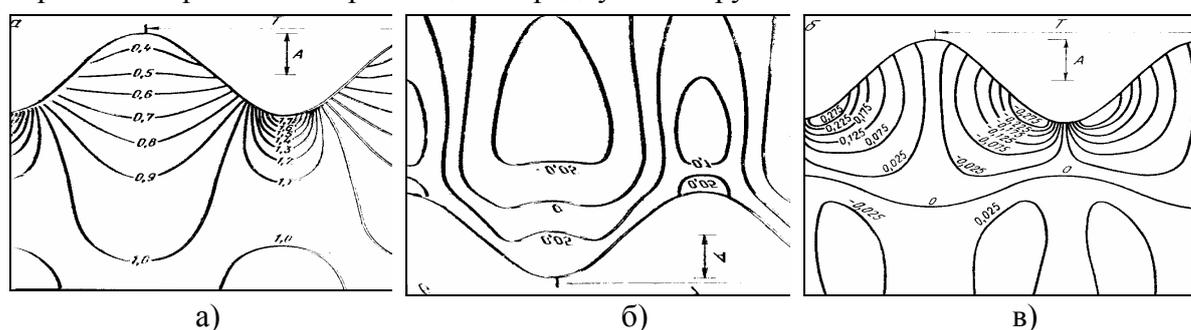


Рис.2. Распределение внутренних напряжений в приповерхностном слое σ_{xx} (а); σ_{yy} (б); σ_{xy} (в), [2].

В таблице 1 представлены средние статистические экспериментальные результаты измерений высоты неровностей Rz , радиуса закругления неровностей при впадинах (r) и расчет коэффициентов концентрации напряжений (K). Как показали результаты, в исходном состоянии после точения впадины оказались сильно перегружены. Действующие здесь напряжения в 1,75 раза ($K=1,75$) превышали средние значения. Оптимальными оказались образцы с нанесенным регулярным микрорельефом РМР-II-1. В среднем по образцу бимодальное распределение ординат неровностей и радиусов закругления приводило к отсутствию перенапряжений ($K = 0,98$). Вероятно, это происходило в результате периодической разгрузки перегруженных групп микро-впадин поверхности, в результате того, что после нанесения РМР, они уже входили в состав макро-выступов

Таким образом, можно полагать, что физическая сущность благоприятного влияния обработки поверхностей деталей с помощью нанесения регулярного микрорельефа, заключается в том, что помимо упрочнения поверхности, (наклепа по дислокационному механизму) и формирования сжимающих остаточных напряжений на микроскопическом уровне, происходит их оптимальное перераспределение на мезо- и макроскопических уровнях, вблизи сформированных точением и вибронакаткой поверхностей. Поэтому нанесение регулярного микрорельефа вибронакатыванием способствует значительному увеличению сроков эксплуатации деталей машин.

1. Шнейдер Ю.Г. Технология финишной обработки давлением. Справочник. СПб, Политехника, 1998, 414с.
2. Чистяков А.М., Иванов С.А. Распределение напряжений вблизи волнообразной поверхности и ее влияние на результаты рентгеновской тензометрии // Заводская лаборатория 1987, № 12, с. 41-44.

РАЗРУШЕНИЕ ПРИРОДНОГО МЕТАНОНАСЫЩЕННОГО УГЛЯ КАК МАТЕРИАЛА С ФРАКТАЛЬНОЙ СТРУКТУРОЙ

И. Ж. Бунин, В. Н. Одинцев

Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Россия,
bunin_i@mail.ru

Природный уголь является сложным микро- и макронеоднородным материалом, содержащим многочисленные включения, трещины различной природы и конфигураций, поры разного масштаба, начиная от микропор и до видимых крупных макропор. Неоднородности и структурные особенности сложным образом влияют на процесс деформирования и разрушения угля.

Анализ экспериментальных данных [1] показал, что кривая распределения пор по их размерам характеризуется максимумом, приходящимся на молекулярные поры. Поры других размеров распределены достаточно равномерно так, что в масштабном диапазоне от 10^{-8} м до 10^{-3} м не существует совокупности пор какого-либо выделенного размера. Поэтому при анализе хрупкого разрушения угля можно предположить, что структура пор угля в указанном масштабном диапазоне обладает свойством геометрического самоподобия [2], а сам уголь является *фрактальным геоматериалом* [3-5].

В материале, содержащем поры (трещинопорождающие дефекты), трещина растет от одной поры к другой, неизбежно выходит на более крупные масштабные уровни, объединяя дефекты всех масштабов. Вследствие случайного расположения пор и множественности структурных уровней, траектория трещины, описывающая профиль поверхности разрушения, и поверхность ее берегов сильно изрезанны, фрактальны (самоаффинны) [2-6]. Поэтому трещина не является "плоским (евклидовым) разрезом", а в целом представляет собой сложный мультифрактальный объект [4]. В материалах с разномасштабной структурой фрактальность трещины математически выражается в том, что длину трещины l можно представить соотношением: $l = (a / \varepsilon)^D \cdot \varepsilon$, где a – длина трещины "по прямой" (нефрактальная длина), D – фрактальная размерность профиля поверхности трещины ($1 \leq D \leq 2$), ε – нижний физический предел фрактальной модели среды или/и процесса (минимальный масштаб измерения длины трещины). В природном угле в качестве наименьшего значения ε следует, по-видимому, принимать среднее расстояние между микропорами, содержащими абсорбированный метан; по порядку величины $\varepsilon \sim 100$ Å. Из указанного соотношения следует, что чем более детально проводится измерение длины трещины, тем получается большее значение длины. Поэтому, изрезанность трещины является важным фактором как в оценке энергетического условия развития трещины (ибо в это условие входит величина энергии образования свободной поверхности), так и в оценке количества пор, "вскрываемых" трещиной в угле.

Модель учета влияния связанного метана на развитие трещины

Рассматривается модель развития микротрещин в угле за счет влияния связанного метана. В природном угле большая часть метана находится в абсорбированном и растворенном состояниях. В теории объемного заполнения пор считается, что *абсорбированный* метан находится в изолированных микропорах со средним диаметром 22,42 Å [7], и молекулы метана диаметром 4,16 Å плотно заполняют микропору. Молекулы метана в микропорах находятся в состоянии взаимного отталкивания, их

среднее число в микропоре составляет примерно 100 молекул. Следуя И.Л.Эттингеру, *растворенным метаном* (или твердым раствором метана в угольном веществе), принято считать ту часть метана, который заполняет микропоры (называемые «молекулярными»), диаметр которых менее 10 Å. В одной такой микропоре может находиться только одна молекула метана. Однако именно на эти поры по экспериментальным оценкам приходится основной сорбционный объем ископаемых углей.

В модели предполагается, что природный уголь представляет собой материал с фрактальной структурой дефектов и содержит дефекты (поры) в большом масштабном диапазоне. Так как фрактальная структура материала влияет на процесс развития трещины, нельзя использовать положение о постоянстве удельной энергии образования свободной поверхности трещины. Поэтому вводится следующее положение: удельная энергия образования свободной поверхности трещины в материале с самоподобной структурой зависит от масштаба трещины по степенному закону: $\gamma = \gamma^* (a / \varepsilon)^{D^*}$, где D^* - степенной показатель ($D^* > 0$).

В модели (среди прочего) также предполагается, что а) уголь нагружен внешней сжимающей механической нагрузкой (горным давлением). В условиях плоской деформации рассматриваются главные компоненты сжимающих напряжений σ_1 и σ_3 . Напряжение σ_3 действует в поперечном направлении.

б) Развитие трещины отрыва происходит только за счет распирающего действия свободного метана в трещине, количество которого растёт с ростом трещины за счет выхода в трещину связанного метана из микропор, «вскрытых» поверхностями трещины. Напряжение σ_3 противодействует развитию трещины.

в) Связанный метан может «достаточно быстро» выходить в трещину из частично разрушенной области, простирающейся от кончика трещины вдоль всей поверхности трещины. Это объясняется высокой («запредельной») концентрацией напряжений в окрестности вершины трещины, вызывающей локальное разрушение угля. При продвижении вершины трещины вперед, область, где имело место активное разрушение угольного вещества, оказывается в периферической части трещины, а локальному разрушению подвергается новая область угля, соответствующая новому положению вершины трещины. Показано, что данная модель является достаточно универсальной. Анализ ее решений позволил исследовать различные режимы развития трещин (квазистатический, динамический), а также определить условия, при которых развитие трещин невозможно.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 02-05-64959).

3. Эттингер И.Л., Шульман Н.В. Распределение метана в порах ископаемых углей. М.: Наука, 1975. 112 с.
4. Мандельброт Б. Фрактальная геометрия природы. М.: Институт компьютерных исследований, 2002. 656 с.
5. Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении. М: Наука, 1994. 383 с.
6. Встовский Г.В., Колмаков А.Г., Бунин И.Ж. Введение в мультифрактальную параметризацию структур материалов. М.–Ижевск: НИЦ «РХД», 2001. 116 с.
7. Бунин И.Ж. Концепция фрактального материаловедения // Металлы. 1996. №6. С.29–36.
8. Xie H. Fractals in Rock Mechanics. Rotterdam: A.A. Balkema Publishers, 1993. 453 p.
9. Бобин В.А. Сорбционные процессы в природном угле и его структура. М.: Изд-во ИПКОН АН СССР, 1987. 135 с.

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИНАМИЧЕСКАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ И ПРОЧНОСТЬ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Ю.И. Мещеряков, Н.И. Жигачева, А.К. Диваков, Ю.А. Петров

Институт Проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург
ymesch@impact.ipme.ru

Исторически первыми исследованиями в области динамики материалов являются испытания в условиях одноосного напряженного состояния. В 40-60 годах были проведены интенсивные исследования по распространению упруго-пластических волн в стержнях. Эти исследования показали, что имеются вполне определенные ограничения на максимальную скорость деформации, которую могут обеспечить эти испытания. В этой связи, в середине 70-х годов начали проводиться испытания в условиях одноосной деформации, реализуемые при плоском соударении пластин. Одной из наиболее важных характеристик материалов при динамических нагрузках является динамический предел текучести. При исследовании динамической пластичности материалов весьма распространенным методом определения динамического предела текучести является метод Тэйлора [1,2], основанный на высокоскоростном соударении стержня, изготовленного из исследуемого материала, с жесткой преградой. К настоящему времени этим методом испытано большое количество материалов, как в нашей стране, так и за рубежом. В этой связи возникает вопрос о том, насколько данные, полученные методом Тейлора, совпадают с аналогичными характеристиками материалов, полученными при плоском соударении.

В настоящей работе проведено сравнительное исследование динамических характеристик ряда материалов, включая вязкую высокопрочную сталь 38ХНЗМФА, броневую сталь 40ХСНМА и несколько типов мартенситно-стареющей стали. Определение динамического предела текучести для всех исследованных материалов проводилось двумя методами – (а) испытания по методу Тейлора и (б) испытания в условиях одноосной деформации.

При испытаниях по методу Тэйлора исследуемый образец имел форму стержня диаметром 6 мм и длиной 20 мм. В качестве материала наковальни использовали инструментальную сталь ХГВ твердости HRC 62-64. Величину динамического предела текучести Y^{stress} определяли по формуле:

$$2 \frac{Y^{stress}}{\rho V_0^2} = \frac{L_0 - H}{L_0 - L_k} \frac{1}{\ln(L_0/H)},$$

где L_0 и L_k - начальная и конечная длина стержня, H – длина пластической зоны стержня после соударения с преградой, V_0 - скорость стержня перед соударением и ρ – плотность материала стержня. Границу пластической зоны (размер H) определяли по увеличению диаметра стержня на 0,2 %. Во всех опытах скорость ударника варьировалась в пределах 80 -500 м/с.

В случае испытания материалов в условиях одноосной деформации основной количественной характеристикой является временной профиль скорости свободной поверхности мишени, регистрируемый с помощью скоростного интерферометра. Для получения динамического предела текучести необходимо также провести серию ударных нагружений в диапазоне скоростей ударника 80—500 м/с и построить динамическую диаграмму $\sigma - \varepsilon$. Искомая величина динамического предела текучести при одноосной деформации Y^{strain} находится из динамической диаграммы как напряжение, соответствующее деформации, равной 0,2%. Для сопоставления Y^{strain} полученной по методу Тэйлора величиной предела текучести при одноосном напря-

женном состоянии Y^{stress} используется формула $Y^{stress} = \frac{1-2\nu}{1-\nu} Y^{strain}$, где ν – коэффициент Пуассона.

Испытания конструкционной стали 38ХНЗМФА и броневой стали 40ХСНМА показали, что динамический предел текучести Y^{stress} – одинаковый для обоих методов испытания и примерно в полтора раза выше предела текучести при квазистатических испытаниях:

а). Сталь 38ХНЗМФА: $Y = 1,5$ ГПа – при испытаниях по Тэйлору и $Y = 1,6$ ГПа – при плоском соударении;

б). Сталь 40ХСНМА: $Y = 2,83$ ГПа – при испытаниях по Тэйлору и $Y = 2,8$ ГПа – при плоском соударении.

Для мартенситно-старееющих сталей 02Н18К9М5-ВИ и 02Н16К9М5Т1 величины предела текучести по методу Тэйлора и при плоском соударении совпадают в узком диапазоне скоростей соударения, ниже критической скорости, соответствующей началу разрушения стержня:

а). Сталь 02Н18К9М5-ВИ: $Y = 3,25$ – при испытаниях по Тэйлору и $Y = 3,31$ ГПа – при плоском соударении;

б). Сталь 02Н16К9М5Т1 : $Y = 3,87$ при испытаниях по Тэйлору и $Y = 3,93$ ГПа – при плоском соударении.

Для обоих типов мартенситно-старееющей стали величина динамического предела текучести в 1,5-2 раза выше квазистатического предела текучести.

Мартенситно-старееющая сталь 05Х12Н5К14М5ТВ имеет в 1,5 раза большее значение предела текучести при испытаниях по Тэйлору по сравнению с испытаниями при плоском соударении.

Микроструктурные исследования мартенситно-старееющих сталей выявили дезинтеграцию структуры мартенсита и зарождение аустенитных прослоек, ответственных за фрагментацию структуры при ударном нагружении.

При испытаниях по методу Тэйлора стали 02Н18К9М5-ВИ и 02Н16К9М5Т1 показали уменьшение динамической прочности в диапазоне скоростей ударника 250-350 м/с. Именно в этом диапазоне скоростей ударника отмечены наибольшие изменения структуры. Эти изменения проявляются в увеличении разницы между максимальным и минимальным размером зерна и увеличении размеров мартенситных игл. При этом разница в микротвердости между соседними зонами достигает своей максимальной величины, равной 160 кгс/мм².

Испытания мартенситно-старееющих сталей в условиях одноосной деформации показали, что разрушение при отколе происходит вдоль границ между индуцируемым ударом аустенитом и остальной частью материала. Уменьшение динамической прочности при одновременном росте структурной неоднородности материала в узком диапазоне скоростей деформации указывает на наличие резонансного взаимодействия между скоростью деформации и скоростью $\alpha \leftrightarrow \gamma$ фазового превращения. При этом происходит частичная дезинтеграция упрочняющей фазы, создаваемой в процессе технологического старения мартенситно-старееющей стали, что в итоге приводит к уменьшению динамической прочности.

1. G.I. Taylor. *Proc. Roy. Soc. London. A.* **194** p. 2899, (1948).

2. M.L. Wilkins, M.W. Guinan *J. Appl. Phys.* **44**, p. 1200 (1973).

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ВРЕМЕНИ ДО РАЗРУШЕНИЯ ЖАРОПРОЧНОЙ СТАЛИ ПРИ ИСПЫТАНИИ НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ

Семашко Н.А., Физулаков Р.А.

ОАО «Комсомольское-на-Амуре авиационное производственное объединение им. Ю.А. Гагарина», Россия
kmtnm@knastu.ru

Для оценки жаропрочности материалов проводят специальные испытания на ползучесть и длительную прочность. Результатом испытания на длительную прочность является время до разрушения образца при известных температуре испытания и приложенной нагрузке. Известно, что время до разрушения образца, в рамках одной марки материала, может иметь существенный разброс (в несколько раз) в зависимости от конкретной плавки и режима термообработки. Стандартные методы испытания на длительную прочность обычно сопряжены с большими затратами времени (десятки и тысячи часов). Весьма актуальной задачей является сокращение времени на проведение испытаний. Наиболее интенсивно развивающимся в последнее время методом контроля физико-механических свойств материалов является метод акустической эмиссии (АЭ). Кроме того метод АЭ хорошо зарекомендовал себя при решении задач диагностики (конструкций и др.) и прогнозирования (пределных состояний).

Испытания проводили на жаропрочной дисперсионно упрочняемой стали аустенитного класса 10X11H23T3MP (ЭП33). Термическая обработка стали: закалка путём нагрева до 950 – 1050 °С, выдержки 2 – 5 часов, охлаждения в масле; старение при 730 – 780 °С в течение 16 часов, дополнительное старение при 600 – 650 °С в течение 10 – 16 часов, охлаждение на воздухе. Именно такая термообработка даёт наилучшие значения жаропрочности. В качестве испытательной машины используется стандартная машина для испытания на длительную прочность АИМА-5.

Стандартная методика проведения испытаний на длительную прочность состоит из трёх этапов: на первом этапе (этап предварительного нагрева) образец цилиндрической формы помещают в электропечь, нагревают до требуемой температуры (600°С) в течение 1,5 ... 2 ч. под растягивающей нагрузкой 25 МПа; на втором этапе образец плавно нагружают до требуемой нагрузки (800 МПа) в изотермическом режиме; третий этап – этап ползучести, здесь образец проходит все три стадии ползучести вплоть до разрушения при заданных температуре и нагрузке испытания.

Одновременно с записью параметров испытания (температура, удлинение образца и нагрузка приложенная к образцу) проводилась регистрация сигналов АЭ с помощью акустико-эмиссионного комплекса. Акустико-эмиссионная информация, полученная на каждом этапе испытания, анализировалась по кривым накопления импульсов $N\Sigma$, амплитуды $A\Sigma$, энергии $E\Sigma$ и длительности $D\Sigma$ импульсов АЭ. Обработка сигналов АЭ проводилась по следующему алгоритму:

На каждом этапе эксперимента строились кривые накопления импульсов АЭ, накопления амплитуды, энергии и длительности импульсов АЭ. Затем, по скользящему принципу вычислялись скорости накопления этих параметров по формулам:

$$N' = \Delta N \Sigma / \Delta t; \quad A' = \Delta A \Sigma / \Delta t; \quad E' = \Delta E \Sigma / \Delta t; \quad D' = \Delta D \Sigma / \Delta t,$$

где, N' – скорость счёта АЭ; A' – скорость накопления амплитуды импульсов АЭ; E' – скорость накопления энергии импульсов; D' – скорость накопления длительности импульсов АЭ; Δt – выбранный интервал времени (для этапа предварительного нагрева $\Delta t = 200$ сек.).

После вычисления скоростей накопления основных параметров АЭ N' , A' , E' , D' вычисляются их средние значения по формулам: $A_{cp} = A' / N'$, $E_{cp} = E' / N'$ и $D_{cp} = D' / N'$. В результате были получены кривые изменения амплитуды, энергии и длительности

среднестатистического импульса АЭ на протяжении каждого этапа эксперимента. Затем вычислялся коэффициент K_{pi} по формуле $K_{pi} = E_{cpi} / D_{cpi}^2$.

По данным указанных выше расчётов, были построены кривые изменения основных параметров N' , A' , E' , D' , A_{cp} , E_{cp} , D_{cp} и K_{pi} во времени на всех этапах испытаний. Наиболее интересен, с точки зрения механизмов протекающих в материале, этап предварительного нагрева, т.к. второй и третий этапы, очевидно, связаны с образованием и развитием микротрещин и в меньшей степени с исходной структурой и составом материала. На этапе предварительного нагрева в материале не происходит каких-либо значительных структурных изменений. Материал находится в области рабочих температур (600 ... 750 °С) и уровень приложенных нагрузок составляет всего 2 ... 2,5 % от предела прочности материала. Процессы, протекающие в материале на первом этапе эксперимента, связаны с деформацией образца обусловленной скольжением термически активированных дислокаций. В диапазоне температур 200 ... 320 °С в силу вступают процессы деформационного старения, чем и вызвано появление всплесков активности АЭ в это время. На рис. 1 показана типичная кривая скорости счёта АЭ от температуры на этапе предварительного нагрева.

Для выявления корреляции между длительной прочностью и основными параметрами АЭ на этапе предварительного нагрева, сравниваются значения последних, для серии экспериментов, во всех особых точках соответственно. Особыми точками определены максимумы первого и второго всплесков АЭ в интервале температур 220 – 320 °С (рис. 1), третьего всплеска в интервале температур 420 – 470 °С; значения основных параметров на интервале 500 – 600 °С (в установившемся режиме).

Поиск информативного параметра АЭ, который был бы однозначно связан с длительной прочностью, показал, что таким параметром является комплексный параметр K_{pi} величина которого, в точке максимума второго всплеска активности АЭ на этапе предварительного нагрева, коррелирует с временем до разрушения испытываемого образца (рис. 2). Примечательно, что параметр K_{pi} является наиболее физическим параметром АЭ и отражает степень склонности источника данного импульса АЭ к трещине (т.е. наиболее опасному источнику АЭ). Из общих соображений, чем выше значение K_{pi} тем вероятнее, что источником данного импульса является трещина.

Как показали эксперименты на контрольных образцах, погрешность прогноза длительной прочности методом АЭ не превышает 15%.

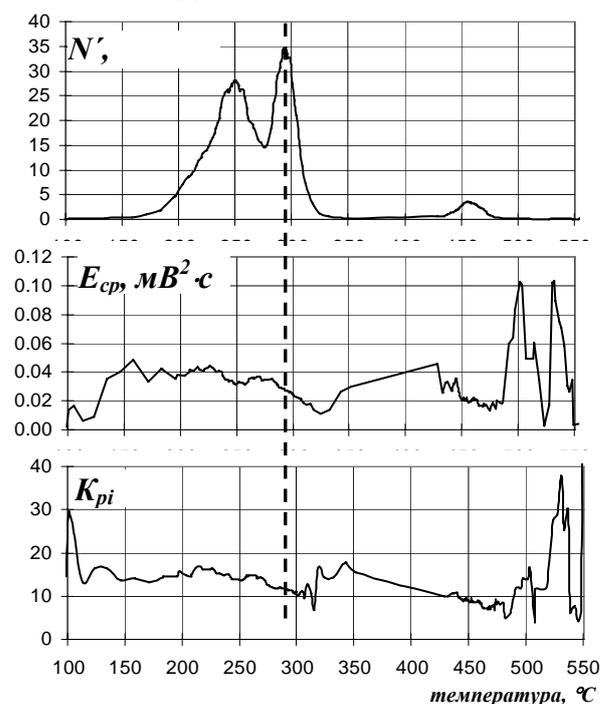


Рис. 1. Параметры АЭ на этапе предварительного нагрева.

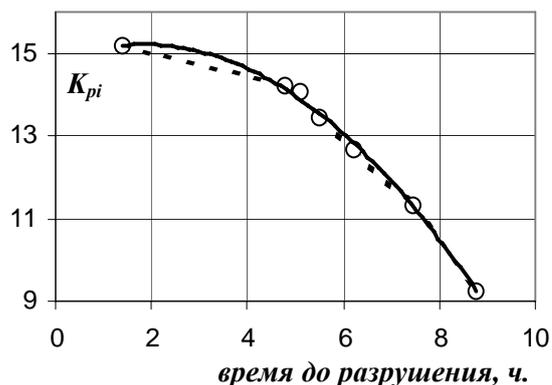


Рис. 2. Корреляционная зависимость параметра K_{pi} и времени до разрушения.

ПОВЫШЕНИЕ РЕСУРСНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА ЗА СЧЕТ САМООРГАНИЗАЦИИ СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА

Бойко В.М., Физулаков Р.А.

ОАО КнаАПО. г. Комсомольск-на-Амуре, Россия

kmtnm@knastu.ru

Применяемые инструментальные материалы быстрорежущие стали, твердые сплавы, режущая керамика и другие относятся к дисперсионно упрочняемым материалам. Структура и субструктура этих материалов на стадии готовности инструмента далека от совершенства. Это не законченность фазовых превращений, карбидная неоднородность, критические скопления дислокаций на границах зерен и другие дефекты. Традиционно физико-механические свойства материалов связывают с его структурой. Многочисленные исследования разных авторов показали, что структуру можно изменить, воздействуя концентрированными потоками энергии, которые возбуждают в неравновесных структурах синергетические эффекты, приводящие структуру к самосовершенствованию. Возбуждение эффектов возможно применением электрического, магнитного, ультразвукового ударного и других воздействий. Как показал опыт, для инструментальных материалов, имеющих ферромагнитные свойства наиболее эффективно применение магнитной обработки.

Магнитная обработка заключалась в намагничивании импульсным или постоянным магнитным полем до магнитного насыщения и последующим размагничиванием. В результате такой обработки, комплексно действующей на структурные и субструктурные составляющие, то есть подвода энергии в систему, включается механизм самоорганизации. Дислокации дефектов приводятся в движение, происходит перераспределение дислокаций и закрепление их на разного рода препятствиях, таких как карбидные зерна, метастабильная фаза, дефекты кристаллической решетки. Кооперативное действие вновь образованной дислокационной структуры с исходной приводит к перераспределению напряжений и дальнейшему совершенствованию структуры материала и образованию новой равновесной дислокационной структуры.

Металлографические и акустические исследования выявили самопроизвольное последовательное изменение структуры быстрорежущей стали в течении 24-36 часов после магнитной обработки. К окончанию этого срока была сформирована усовершенствованная структура. При этом наблюдали распад остаточного аустенита и его переход в мартенсит с образованием высокодисперсных карбидов, способствующих повышению микротвердости, кроме того, произошло измельчение первичных карбидов.

Механические испытания показали, что в результате произошло увеличение твердости на 3-5 единиц HRC и износостойкости инструмента при повышенных скоростях резания в 1,5-3 раза.

НЕУПРУГИЕ ЭФФЕКТЫ КАК ИНСТРУМЕНТ ИЗУЧЕНИЯ ЗАРОЖДЕНИЯ РАЗРУШЕНИЯ

Левин Д.М., Чуканов А.Н.

Тульский государственный университет, Россия

levin@physics.tsu.tula.ru

Образование и развитие субмикро- и микронесплошностей у концентраторов напряжений (трещин, дефектов структуры) приводит к изменению интегральных характеристик физико-механических свойств металла и, в конечном счете, к катастрофическому разрушению. Наблюдение эволюции несплошностей, оценка интенсивности локального разрушения, изучение контролирующих ее механизмов и прогнозирование на этой основе остаточной прочности (долговечности) - чрезвычайно важная задача теории и практики. Решение ее прямыми методами осложнено вероятностным характером распределения дефектов, их микроскопическими размерами и возможным изменением в процессе приготовления образцов. Всё это делает практически невозможным ультразвуковой контроль и неоднозначной трактовку результатов измерений акустической эмиссии. В подобных условиях чрезвычайно удобным инструментом, анализирующим уровень и локальную неоднородность распределения внутренних напряжений вблизи концентраторов, является анализ динамики подвижных дислокаций. Фиксируя проявления релаксационных процессов междислокационного взаимодействия вблизи указанных дефектов, мы получаем возможность зондировать металл на предмет количества, а также критичности формы и размеров трещиноподобных дефектов.

В предлагаемой работе методами механической спектроскопии (измерение внутреннего трения - ВТ) анализировали механизмы формирования эффектов неупругой релаксации, связанных с началом и эволюцией локального разрушения. Параллельно оценивали изменение физических (плотность, модуль упругости, электропроводность) и механических свойств образцов, параметров деструкции. В качестве объектов использовали модельные сплавы системы железо-углерод, промышленные мало- и среднеуглеродистые, а также трубные стали. Объекты подвергали деформационному и коррозионному воздействиям. Деформационное воздействие имитировали статическим одноосным растяжением и волочением. Коррозионное воздействие было как имитационным (электролитическое наводороживание), так и натурным (использовали образцы труб, проработавших различные сроки на промышленных продуктопроводах).

Впервые были проведены систематические исследования ВТ поврежденных образцов. Выявлены специфические неупругие эффекты (максимумы на температурных зависимостях ВТ), параметры которых изменялись в соответствии с интенсивностью эксплуатационного воздействия. Компьютерный анализ формы и положения указанных максимумов позволил уточнить характер выявленной закономерности. Связь указанных экстремумов ВТ с локальным разрушением подтвердили также результаты рентгенографического анализа, исследования характеристик физико-механических свойств и параметров деструкции.

Для ОЦК железа проведен теоретический расчет энергетических характеристик и обоснована модель релаксационного механизма формирования указанного процесса. Она базируется на образовании и взаимодействии парных термических перегибов различной геометрии на смешанных дислокациях у концентраторов напряжений. Прогнозируемый в соответствии с данной моделью температурно-частотный диапазон проявления исследованного эффекта неупругой релаксации полностью совпал с экспериментально наблюдаемыми максимумами ВТ. Получены вероятностные модели, связывающие параметры описанных максимумов и макроскопические параметры внешних воздействий.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ВАНАДИЯ И СПЛАВА V-4Ti-4Cr

Ермолаев Г.Н.*, Голиков И.В., Потапенко М.М., Филатов В.В., Чернов В.М.

ФГУП-ВНИИНМ имени академика А.А.Бочвара, 123060, а/я 369, Москва, Россия
chernovV@bochvar.ru

Исследования особенностей механического деформирования и разрушения ГЦК и ОЦК металлов и сплавов в условиях нестабильности их пластического течения (потери устойчивости микроструктуры) представляют значительный интерес, так как указанные классы металлов являются основой для создания конструкционных материалов для ядерной и другой техники. Различные виды нестабильности пластического деформирования (низкотемпературная прерывистая текучесть, двойникование, сбросообразование, др.) и их особенности более изучены в ГЦК металлах, чем в ОЦК.

В работе проведены статические и динамические исследования механического поведения металлического особо чистого ванадия (производство "УРАЛПРЕД-МЕТ") и сплава V-4Ti-4Cr (производство ВНИИНМ) в диапазоне температур от -196°C до 850°C . Микроструктурные исследования проведены методами оптической и электронной микроскопий.

Исследованы особенности изменения прочностных характеристик (прерывистая текучесть, увеличение прочности с увеличением температуры) в области температур (450°C - 750°C) как для металлического ванадия, так и для сплава V-4Ti-4Cr на стадиях их упрочнения вплоть до разрушения. Рассмотрены вероятные механизмы прерывистой текучести для исследованных материалов.

НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н., Грязнов М.Ю., Лопатин Ю.Г., Макаров И.М.

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета, Россия, nokhrin@nifti.unn.ru

Копылов В.И.

Физико-технический институт НАН, р.Беларусь, kpl@htmi.ac.by

В настоящей работе исследовались микрокристаллические (МК) магниевые сплавы MA14 (Mg – 6% Zn – 0.6% Zr), MA2-1 (Mg – 4% Al – 1% Zn) и AZ91 (Mg – 9% Al – 1% Zn), полученные по технологии равноканального углового прессования. В результате прессования (6 циклов при 150 - 200 °С) в сплавах была получена однородная МК структура со средним размером зерна ~ 1 мкм.

Исследования сверхпластичности в режиме растяжения с постоянной скоростью движения захватов с начальной скоростью деформации 10^{-4} - $3 \cdot 10^{-1}$ с⁻¹ в диапазоне температур 20 - 430 °С показали, что зависимость величины удлинения до разрыва от температуры при постоянной скорости деформации имеет немонотонный характер. В сплаве MA14 величина удлинения до разрыва при скорости деформации $3 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ возрастает от 170 до 810 % по мере повышения температуры испытаний от 150 до 260 °С и резко снижается до 170 % при температуре испытания 280 °С. Аналогичное поведение наблюдается в сплавах MA2-1 и AZ91. Величина относительного удлинения до разрыва в MA2-1 составляет 380 % при 225 °С и в AZ91 – 580% при 300 °С.

Анализ полученных результатов показывает, что исследованные МК магниевые сплавы в области низкотемпературной сверхпластичности (200 ÷ 300 °С) обнаруживают пластичность в 3 раза (для MA2-1) и в 2 раза (для MA14 и AZ91) более высокую, чем их аналоги.

В работе обнаружен эффект повышения пластичности МК магниевых сплавов при комнатной температуре без существенного снижения прочности. В МК сплаве MA2-1 удлинение до разрыва при комнатной температуре и скорости деформации $3 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹ составляет 65 % (против обычных значений 12 - 17 %); в МК сплаве MA14 удлинение при комнатной температуре - 45 %, это более чем в 2 раза превышает наилучшие показатели аналогов; в МК сплаве AZ91 удлинение при комнатной температуре - 35 %, что более чем в 4 раза превышает показатели пластичности стандартного сплава.

Для описания поведения Mg сплавов в условиях низкотемпературной СП предложена модель деформационного упрочнения. В основу модели положены представления теории неравновесных границ зерен. Показано, что причиной интенсивного ДУ при ВССП являются поля внутренних напряжений, создаваемых дефектами, накапливающимися на границах зерен при их взаимодействии с решеточными дислокациями, осуществляющими внутризеренную деформацию. Проведено подробное сопоставление модели с экспериментом.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №02-03-33043, №03-02-16923), Министерства образования (грант № E02-4.0-131), а также при поддержке Программы "Фундаментальные исследования в высшем образовании" (BRHE) и Научно-образовательного центра «Физика твердотельных наноструктур» Нижегородского государственного университета.

ВЛИЯНИЕ МАЛЫХ ДОБАВОК ПРИМЕСЕЙ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Смирнова Е.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Макаров И.М., Лопатин Ю.Г.
Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета, Россия, nokhrin@nifti.unn.ru

Копылов В.И.

Физико-технический институт НАН, р.Беларусь, kpl@htmi.ac.by

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований влияния малых добавок примесей на термическую стабильность структуры и физико-механических свойств микрокристаллической (МК) меди и медных сплавов системы Cu-Cr.

В качестве объектов исследования использовалась МК медь различной чистоты (М0б, М1, М1ф), а также промышленные сплавы системы Cu-Cr (хромовые бронзы) с содержанием хрома от 0.3 до 0.8%. МК структура была сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП). Число циклов РКУП составляло $N=8\div 12$ при комнатной температуре. Средний размер зерна после РКУП составлял 0.2 мкм.

Проведенные экспериментальные исследования показали, что введение малых добавок фосфора (0.02%) в МК медь приводит к повышению температуры начала рекристаллизации (ТНР) от 110 до $260\div 280$ °С.

Экспериментальные исследования термической стабильности структуры и физико-механических свойств МК медных сплавов системы Cu-Cr показывают, что повышение содержания хрома приводит к уменьшению ТНР. Показано, что процесс рекристаллизации в МК меди и медных сплавах носит аномальный характер - на фоне стабильной МК структуры существенно увеличивают свой размер только отдельные зерна, объемная доля которых в процессе отжига увеличивается по экспоненциальному закону. Показано, что процесс распада твердого раствора хрома в МК бронзах приводит к тому, что высокие прочностные свойства МК сплавов системы Cu-Cr сохраняются вплоть до $T\sim 450$ °С. С увеличением содержания Cr до 0.8% наблюдается увеличение температуры начала разупрочнения сплава до 550 °С.

Для объяснения наблюдаемых эффектов в работе использована модель ТНР в металлах, содержащих малые добавки примесей. Показано, что одним из основных факторов, влияющих на диффузионные свойства границ зерен и ТНР, является размер сегрегирующих на границах зерен атомов примеси. Сегрегирующие на границах зерен примеси замещения, размер атомов которых больше размеров атомов матрицы, понижают свободный объем границ зерен и понижают их диффузионную проницаемость, что, в свою очередь, приводит к повышению ТНР. Примеси замещения с размерами атомов меньше размеров атомов матрицы понижают ТНР.

Авторы благодарят за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043, 03-02-16923), Минобразования РФ (грант Е02-4.0-131) а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-образовательный центр "Физика твердотельных наноструктур" (НОЦ ФТНС) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ

А.Н. Сысоев, В.Н. Чувильдеев, М.Ю. Грязнов

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского

nokhrin@nifti.unn.ru

Проведены экспериментальные исследования сверхпластичности и зернограничного внутреннего трения в микрокристаллических (МК) магниевых сплавах, полученных по технологии равноканального углового прессования (РКУ-прессования).

Цель работы: определение оптимальных температурно-скоростных режимов сверхпластической деформации МК магниевых сплавов.

Объекты исследования: магниевые сплавы ZK60 (Mg – 6% Zn – 0.6% Zr), AZ31 (Mg – 4% Al – 1% Zn) и AZ91 (Mg – 9% Al – 1% Zn). В МК состоянии после многоциклового равноканального углового прессования образец представляет собой поликристалл со средним размером зерна менее 1 мкм. Образцы для исследований предоставлены В.И.Копыловым (ФТИ НАНБ, Беларусь).

Испытания на сверхпластичность (СП) проводились в режиме растяжения с постоянной скоростью движения захватов с начальной скоростью деформации от 10^{-4} до $3 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ в диапазоне температур 20 - 430 °С. Для измерения внутреннего трения в работе использовалась установка обратный крутильный маятник (герцовый диапазон частот).

Исследованы температурные зависимости относительной величины удлинения до разрыва и зернограничного внутреннего трения. Поведение величины удлинения до разрыва и величины внутреннего трения в МК магниевых сплавах существенно отличается от поведения этих величин в аналогичных крупнокристаллических сплавах. Показано, что на температурных зависимостях наблюдается максимум в диапазоне 250 - 350 °С – температурный интервал оптимальной СП деформации. Обнаружена хорошая корреляция положения максимума на температурной зависимости удлинения до разрыва при СП деформации и пика внутреннего трения на температурном спектре для всех исследуемых МК магниевых сплавов.

Предложены модели СП деформации и зернограничного внутреннего трения, позволяющие объяснить наблюдаемые в МК магниевых сплавах особенности поведения температурных зависимостей пластических и диссипативных свойств.

Показано, что метод внутреннего трения является весьма эффективным для определения оптимальных режимов сверхпластической деформации микрокристаллических сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №№ 02-03-33043, 03-02-16923), Министерства образования (грант № E02-4.0-131), а также при поддержке Программы "Фундаментальные исследования в высшем образовании" (BRHE) и Научно-образовательного центра «Физика твердотельных наноструктур» Нижегородского государственного университета.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА КОГЕРЕНТНОГО РАСПАДА В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Mg-Sc-Zr

Смирнова Е.С., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Макаров И.М., Лопатин Ю.Г.

Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета, Россия,

nokhrin@nifti.unn.ru

В работе предложена модель, позволяющая рассчитывать параметры кинетики выделения когерентных частиц второй фазы из пересыщенного твердого раствора. В основе модели лежит предположение о возможности безбарьерного зарождения когерентных частиц. В этом случае скорость распада твердого раствора и параметры кинетики выделения частиц определяются главным образом характеристиками процесса диффузионного роста зародышей. Кинетика распада твердого раствора при выделении когерентных частиц описана уравнением Джонсона-Мела-Аврами-Колмогорова: $W = 1 - \exp\left\{-\left(t/\tau\right)^n\right\}$ (W -степень распада, $\tau = \tau_0 \exp(Q/kT)$ - характерное время распада). Определены значения параметров n и Q , характеризующих кинетику распада. (В случае выделения частиц в объеме зерен $n=1.5$ и $Q=Q_v$. В случае выделения частиц на границах зерен $n=1$ и $Q=Q_b$). Показано, что в случае выделения частиц на дислокациях при постоянной плотности дислокаций $n=1$ и $Q=Q_d$. При изменяющейся в условиях возврата и рекристаллизации плотности дислокаций $n \leq 0.5$ и $Q=Q_d$. Получены выражения, описывающие зависимость объемной доли и размера выделяющихся когерентных частиц от степени пересыщения твердого раствора, температуры и времени отжига, а также термодинамических и диффузионных параметров материала.

На основании представленной модели проанализированы результаты экспериментальных исследований процесса распада твердого раствора в литых и микрокристаллических (МК) алюминиевых сплавах системы Al- X вес.%Mg-0.22вес.%Sc-0.15вес.%Zr ($X=0 \div 4.5\%$). На основе анализа данных по электросопротивлению и механическим свойствам определены значения объемной доли и средних размеров выделяющихся частиц $Al_3Sc(Zr)$ в интервале температур $T \sim 240-400^\circ C$. Получена зависимость объемной доли и размеров выделяющихся частиц от времени отжига и содержания магния. Определены механизмы выделения частиц в литых и МК сплавах. Показано, что и в литых, и в МК сплавах частицы выделяются преимущественно на дислокациях. Отличия в кинетике распада твердого раствора в литых и МК сплавах объясняются различиями в механизмах возврата дислокационной структуры этих материалов.

Рассмотрено влияние магния на процесс распада твердого раствора в литых и микрокристаллических алюминиевых сплавах системы Al- X вес.%Mg-0.22вес.%Sc-0.15вес.%Zr ($X=0 \div 4.5\%$). Методами численного моделирования определена зависимость основных параметров процесса распада (среднее расстояние между частицами λ^* , характерное время распада τ и др.) от содержания магния в твердом растворе. Проведено сопоставление результатов численного моделирования процесса распада в литых и МК материалах с экспериментальными данными.

Авторы благодарят за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043, 03-02-16923), Минобрразования РФ (грант Е02-4.0-131) а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-образовательный центр "Физика твердотельных наноструктур" (НОЦ ФТНС) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.

ТЕОРИЯ КАТАСТРОФИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ

Э.Л. Аэро

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

aero@microm.ipme.ru

Развита теория неупругих явлений в кристаллической решетке, связанных с большими локализованными деформациями. Она основана на модели сложной решетки, состоящей из двух и более подрешеток. В отличие от известной линейной теории акустических и оптических колебаний, здесь учитывается внутренняя трансляционная симметрия - взаимный сдвиг подрешеток на один период восстанавливает структуру бесконечно протяженной решетки. В результате взаимодействие соседних атомов элементарной ячейки описывается периодической функцией с соответствующим периодом. В простейшем случае сила взаимодействия имеет синусоидальный характер. В одномерном варианте может быть получена модель цепочки Френкеля-Конторовой. Нелинейные уравнения акустической и оптической мод деформаций позволяют рассматривать процессы перехода через точки структурной бифуркации, возникновение сингулярных дефектов, малоугловых границ, бездиффузионных фазовых превращений.

Рассмотрены конкретные задачи. Для сред без центра симметрии, в которых сильны эффекты взаимодействия акустических и оптических мод описываются процессы структурных переходов в поле критических напряжений. В статике в условиях одноосного растяжения или чистого сдвига изменения внутренней структуры могут быть сведены к изменению эффективного модуля упругости, (зависящего от макродеформации) который может достигать нулевого значения в точке потери устойчивости структуры, когда достигается уровень катастрофических деформаций. За ее пределами возникает бифуркационная ветвь вторичной структуры с положительным эффективным модулем. Вторичная структура при полной разгрузке характеризуется остаточной неупругой деформацией.

В динамике нелинейные волны катастрофических деформаций характеризуются фронтами разрыва - производные деформации по времени и пространству стремятся к бесконечности. Разрывы могут разделять области разных фаз (первичной и вторичной структур), в которых распространяются две волны - дозвуковая и сверхзвуковая.

Зависимость эффективного модуля и скорости волны от самой деформации приводит к эффектам обострения профиля и локализации волны - вплоть до ударной. В двумерных полях (зависимость от двух координат) явления не сводятся к эффективным свойствам. В частности для случая чистого сдвига в средах с центром симметрии найдено точное статическое решение. Оно описывает фрагментацию решетки - возникновение сверхструктуры. Ее ячейками являются знакопеременными твердотельными вихрями. Это блоки, развернутые друг относительно друга на малые углы. Они разделены линиями скольжения и ступенчатыми границами. В углах доменов возникают сингулярные дефекты типа нецелых, вообще говоря, дислокаций, образующих, в частности, малоугловые границы. На линиях скольжения происходит переключение межатомных связей - возникает перетасовочная мода микродеформаций, столь существенная для механизма мартенситных переходов. Показано, что устойчивая доменная микроструктура возникает за определенным порогом нагружения. Она приводит к сбросу энергии однородных деформаций и стабилизации структуры. Размеры доменов зависят от материальных свойств и средних полей деформаций.

Эти эффекты демонстрируют изменение локальной топологии решетки в процессе неупругого деформирования. В линейной теории они непредсказуемы.

КЛАСТЕРНАЯ МОДЕЛЬ РАЗРУШЕНИЯ

Б.А.Зимин, О.В. Темнов

Санкт-Петербургский государственный университет, Россия
noucim@peterlink.ru

В работе рассматривается вероятностная модель разрушения, которая позволяет получить изменение объема «разрушенного» кластера V_1 в зависимости от времени. Данная модель позволяет получить время разрушения кластерной структуры t_c в зависимости от порога перколяции P_c . Пусть некоторый объем материала V ($t = 0$) является неразрушенным. При этом припишем каждой «точке» вещества некий параметр разрушения Ψ_x , который принимает значения 0 (неразрушенное состояние «точки») и 1 (полное разрушение).

После приложения напряжения σ через время t некоторая часть $V_1(t)$ объема V оказывается разрушенной, то есть $\Psi_1 = 1$, для всех $\vec{x} \in V_1$.

При этом:

1. В свободной части объема $V - V_1$ возникают новые центры разрушения, и для объема $V^1 \subset V - V_1$ вероятность образования в этом объеме за время от t до $t + \Delta t$ одного «центра разрушения» равна $\gamma(\sigma, t) V^1 \Delta t$, а более чем одного «центра» - есть величина малая по сравнению с Δt ;
2. Вокруг новообразованных «центров разрушения» происходит нарастание «разрушенного» материала $\Psi = 1$ со скоростью $W(t, \vec{n})$

$$W(t, \vec{n}) = g(t)w(\vec{n}),$$

зависящей от времени t и направления \vec{n} .

На основании допущений 1 и 2, построена формула для $V_1(t)$, позволяющая оценить рост «разрушенного» вещества.

$$V_1 = V \left[1 - \exp \left\{ -\frac{4}{3} \pi w^3 Q \right\} \right] \quad (1)$$

где

$$Q = \int_0^t \gamma(t^1) \left(\int_{t^1}^t g(\tau) d\tau \right) dt^1 \quad (2)$$

$$W^3 = \frac{1}{4\pi} \int_r w^3(\vec{n}) ds \quad (3)$$

- интегрирование проводится по единичной сфере Γ с центром в начале координат.

Конкретные расчеты по (1)-(3) требуют более подробного и детального описания разрушения «точки», что необходимо для получения зависимости γ, g, w от поля напряжений σ , и от постоянных, характеризующих микроструктуру материала.

Рассмотрим модель диффузионного роста [1] «разрушенного кластера» в материале, что довольно часто встречается в задачах ползучести.

Полагаем $\gamma(t, \sigma) = \gamma = const$. Для $g(\tau)$ можно использовать следующие соображения. В соответствии с законами броуновского движения скорость частицы

$\sqrt{\frac{2D}{t}}$, где D – коэффициент диффузии. Примем, что нарастание разрешенной массы происходит с $g(\tau) = \frac{g}{\sqrt{\tau}}$. В этом случае $Q = \frac{4}{5} \gamma g^3 t^{\frac{5}{2}}$

Тогда формула, описывающая изменение объема «разрушенного кластера» V_1 в зависимости от времени t будет

$$V_1(t) = V \left[1 - \exp \left\{ -\frac{16}{15} \pi \gamma g^3 w^3 t^{\frac{5}{2}} \right\} \right]$$

Задавая порог перколяции p_c [1] для «разрушенного кластера» можно определить время t_c формирования «разрушенной кластерной» структуры из уравнения

$$1 - \exp \left\{ -\frac{4}{3} \pi w^3 Q \right\} = p_c$$

Список литературы

1. Смирнов Б.М. Фрактальные кластеры // УФН, 1986, Т.149, Вып.2. С.178-219.
2. Тарасевич Ю.Ю. Перколяция: теория. Приложение. Алгоритмы. М: Наука, 2002, стр.112

СТАРТОВОЕ НАПРЯЖЕНИЕ ДЛЯ НАЧАЛА ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ РУБИНА

М.Е. Босин, И.Ф. Звягинцева, В.Н. Звягинцев, Ф.Ф. Лаврентьев, В.Н. Никифорова

Институт измерительной техники "Циклон", Харьков, Украина
cyclone@pedcol.kharkov.org

Методами четырехточечного изгиба вокруг оси $[11\bar{2}0]$ при $T=1490^\circ\text{C}$ и избирательного химического травления исследовалась эволюция структурного состояния и измерялось стартовое напряжение в монокристаллах рубина. Монокристаллы выращивались методом Вернейля и имели состав $\text{Al}_2\text{O}_3+3\%\text{CrO}_3$. Из выращенных монокристаллов вырезали образцы в виде прямоугольных параллелепипедов, ограниченных плоскостями (0001) и $(11\bar{2}0)$ с продольной осью вдоль $[1\bar{1}00]$. Образцы имели следующие размеры: $90 \times 15 \times 2 \text{ мм}^3$. Вблизи нейтральной оси наблюдались малоугловые границы наклона. При этом линейная плотность краевых дислокаций вдоль границы составляла $N_{\text{кр}}=1,5 \cdot 10^3 \text{ см}^{-1}$. Наблюдались также границы кручения с линейной плотностью винтовых дислокаций вдоль границы $N_{\text{в}}=3 \cdot 10^3 \text{ см}^{-1}$.

При выбранных форме, ориентации и способе нагружения образцов сдвиговые напряжения в системе легкого – базисного скольжения практически отсутствовали. Однако в системе призматического скольжения имелись существенные компоненты сдвигового напряжения, под действием которых происходит движение призматических дислокаций.

Применение соотношения С.П. Тимошенко [1]

$$\tau_{\text{ст}} = \frac{bPK}{ah^3} \cdot y \cdot \sin \varphi \cdot \cos \psi$$

позволяет измерить напряжение старта для начала движения дислокаций. Здесь $P = 5 \text{ кг}$ – приложенная нагрузка; $K=15 \text{ мм}$ – расстояние между точками приложения нагрузки на верхней и нижней плоскости (0001) образца; $a = 15 \text{ мм}$ – ширина образца; $h = 2 \text{ мм}$ – высота образца; $y = 10^{-1} \text{ мм}$ – расстояние от нейтральной оси до места остановки дислокаций; φ - угол между плоскостью призмы $(1\bar{1}00)$ и нейтральной осью образца; ψ - угол между направлением сдвига $[11\bar{2}0]$ и нейтральной осью образца.

Оценённую таким образом величину $\tau_{\text{ст}}=200 \text{ г/мм}^2$ можно связать с величиной сопротивления кристаллической решётки, т. е. с величиной напряжения Пайерла - Набарро. Эта точка зрения находится в согласии с данными В.И. Никитенко и Б.В. Петухова [2].

Список литературы

1. С.П. Тимошенко. Сопротивление материалов, М., 1965, с.300.
2. В.И. Никитенко, Б.В. Петухов. Материалы XXXIX семинара "Актуальные проблемы прочности", Черногловка, 2002 г., с.41.

эксплуатации) микромасштабных повреждений в закреплениях 20 тысяч термозащитных пластин и других элементов близких к наружной оболочке и подвергающихся многократным ВС и ГС ударам и вибрациям; (Б.2) случайные процессы разрушения малых локальных областей термозащитной оболочки, приобретающие в условиях действия высоких температур и ударных нагрузений катастрофический взрывной крупномасштабный характер. При этом его результатом является разрушение больших участков поверхности и объема корабля. В указанных условиях катастрофической кинетики нарушение работы термодатчиков является несущественным. Таким образом, проблемы контроля состояния и обеспечения необходимого уровня надежности термозащитных элементов и других компонент конструкции с учетом долговременного накопления повреждений и различных внешних воздействий требует дополнительных адекватных многофакторных экспериментальных, теоретических исследований и разработок, гарантирующих минимальную вероятность действия катастрофических факторов.

3. Возвращаясь к случаю (А), связанному с ГС поведением однородных и квазиоднородных систем, отметим, что в докладе предполагается два типа формализованных теоретических моделей, основанных на двух новых нестандартных классах задач математической физики. Первый тип моделей дает описание процесса трансформации структуры ПМ и его разрушения (при больших амплитудах воздействия) в терминах трех функций: амплитуды деформационной волны $\eta(x,t)$, плотности флуктуаций давления и температуры $\varphi(x,t)$ и плотности распадных диссипативных структур $\psi(x,t)$, обеспечивающих генерацию жидкофазных объемов ПМ.

Работа была частично поддержана грантом РФФИ (2000-01-00482).

Список литературы

1. E.M.Drobyshevski, R.O.Kurakin, S.I.Rozov, and B.G.Zhukov, Electromagnetic speed-up of dielectrics by plasma armature in railgun, In *Progress in Plasma Processing of Materials*, NY, Wallingford, 1999, pp. 121-126.
2. V.E. Khartsiev, T.A. Khantuleva, R.O. Kurakin, S.I. Rosov, B.G.Zhukov, The heterogeneous failure mechanism of high strength polymer materials in hyper-velocity interactions, 5th European International Conference on Mechanics of Solids (Aristotle University, Tessaloniki, Greece, 2002) Abstracts (to be published)
3. T.A.Khantuleva, The nonlocal approach of energy exchange in the shock compressed matter, in monograph "High-pressure compression of solids VI: old paradigms and new challenges" (Y.Horie, L.Daison, N.N.Thadhani, Eds.), Springer, Berlin, 2002, pp. 121-161.

СОВРЕМЕННЫЕ МЕТОДЫ ТЕХНИЧЕСКОЙ ДИАГНОСТИКИ В РЕШЕНИИ АКТУАЛЬНЫХ ЗАДАЧ ПРОЧНОСТИ И ДОЛГОВЕЧНОСТИ КОНСТРУКЦИЙ

А. Я. Башкарев, С. С. Петров, В. В. Трофимов, Д. Г. Ярилов

Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет
vtrofimov@mail.ru

Проблема прогнозирования остаточного ресурса машин, конструкций, оборудования является актуальной для многих отраслей, так как значительная часть техники приблизилась или уже исчерпала установленный ресурс. Так, например, для грузоподъемной и строительной техники остаточный ресурс в определяющей степени зависит от состояния и условий нагружения металлической конструкции, поскольку восстановление остальных элементов, механизмов и систем управления требует меньших затрат, а их отказы обычно не приводят к столь тяжелым последствиям, как разрушение конструкции.

Расчетные методы не всегда могут обеспечить требуемую надежность прогнозов работоспособности и долговечности конструкций.

Современные неразрушающие методы технической диагностики: метод рентгеновской тензометрии, вихретоковый метод и некоторые другие (как дополнительные), могут быть полезны при разработке методик определения остаточного ресурса конструкций с учетом истинного напряженно-деформированного состояния в любой «опасной» точке или области на поверхности в режиме реального времени (*in situ*).

Вихретоковым методом определяются как дефекты типа трещин, непровары, отслоения, коррозионные питингоподобные образования, так и области с концентраторами напряжений различного рода. Исследования можно проводить в объекте под нагрузкой или в ненагруженном состоянии. Полезно использовать также метод акустической эмиссии при нагружении объекта с целью локализации «опасных» точек.

Метод рентгеновской тензометрии (он был впервые предложен в России 75 лет назад Г. И. Аксеновым, одновременно, между прочим, с получением патента на метод ультразвуковой дефектоскопии С. Я. Соколовым) основан на известных зависимостях закона дифракции рентгеновских лучей и закона Гука для твердого тела. Для определения остаточных или действующих напряжений на поверхности не требуется знания параметров кристаллической решетки исследуемого материала в ненапряженном состоянии, то есть знания условий эксплуатации изделия или конструкции.

Представлены возможности и технические характеристики вихретоковых приборов различных модификаций, а также портативного автоматического рентгеновского тензометра ТРИМ.

Предлагается алгоритм для определения остаточного ресурса машин и конструкций при использовании истинных значений коэффициентов запаса прочности, коэффициентов надежности, коэффициентов концентрации напряжений.

Методы и аппаратура может быть использована и для определения фазового состава, степени пластической деформации, толщины покрытий, величины напряжений в различных фазах многофазных материалов и других задач физики твердого тела и механики конструкций.

ФРАКТАЛЬНОСТЬ МЕЗОСТРУКТУР В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

В.А.Петрунин, В.Я.Целлермаер, В.Е.Громов

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

Самоорганизация в ансамбле дислокаций, как известно [1], приводит к образованию различных структур: сетки дислокаций, ячейки, фрагменты. На стадии развитой пластической деформации (критическая плотность дислокаций $\rho \approx 10^{14} \text{ м}^{-2}$) формируется блочная структура материала, области сдвиговой неустойчивости и т.п. [1,2]. Все указанные явления протекают на мезоуровне, т.е. на пространственных масштабах $10^2 \cdot a - 10^3 \cdot a$ (a – постоянная решетки) [1]. Как и любые структуры, мезоструктуры, возникающие в материале, подвергнутом пластической деформации, должны быть охарактеризованы некоторой количественной величиной. Таковой является фрактальная размерность [1] мезоструктур.

Фрактальная размерность количественно определялась для поверхностей скола материала в условиях усталостного разрушения (В.С.Иванова [1,2]), для поверхностного рельефа в условиях циклического предразрушения [2]. В связи с этим можно считать, что дислокационные структуры и границы фрагментов [1] можно считать объектами с дробной размерностью D_f , которая, в принципе, может быть измерена [2].

В связи с этим стимуляция током пластически формируемого материала [1], являющаяся дополнительным источником дислокаций, приводит к зависимости D_f от тока.

Вклад этих дислокаций в уровень внутренних напряжений деформируемого материала может быть оценен по напряжениям “электронного ветра” [1] $\sigma = (1/4) \cdot (v - V) \cdot (1/v_F) \cdot \partial n / \partial \mu \Delta^2$, где v – скорость дрейфа электронов, V – скорость дислокации, v_F – скорость электрона на поверхности Ферми, n – концентрация электронов проводимости, μ – химический потенциал, Δ – константа деформационного потенциала, плотность тока $j = env$ (e – заряд электрона, $\Delta \approx \mu(T=0) \approx \epsilon_F$ (для газа свободных электронов $\Delta = (2/3)\epsilon_F$, $\epsilon_F = m v_F^2 / 2$ – энергия Ферми (m – эффективная масса электрона, T – абсолютная температура).

Список литературы

1. В.А.Петрунин, В.В.Коваленко, С.В.Коновалов, В.Е.Громов, О.В.Соснин // Изв.вузов. Черная металлургия.- 2000.- № 12.- с.46-50.
2. В.Е.Панин, Т.Ф.Елсукова, Т.В.Ангелова, П.В.Кузнецов // ФММ.-2002.-т.94.- № 4.- с.92-103.

ФОРМИРОВАНИЕ МАЛЫХ ПЕТЕЛЬ В TiNi ПРИ ФАЗОВОМ ПРЕВРАЩЕНИИ ЗА СЧЕТ НАЛОЖЕНИЯ УЛЬТРАЗВУКА

В. В. Рубаник, В. В. Клубович*, В. В. Рубаник мл.*

УО "Витебский государственный технологический университет", Беларусь,

** Институт технической акустики НАН Б, Беларусь,*

rubanik@mail.vstu.unibel.by

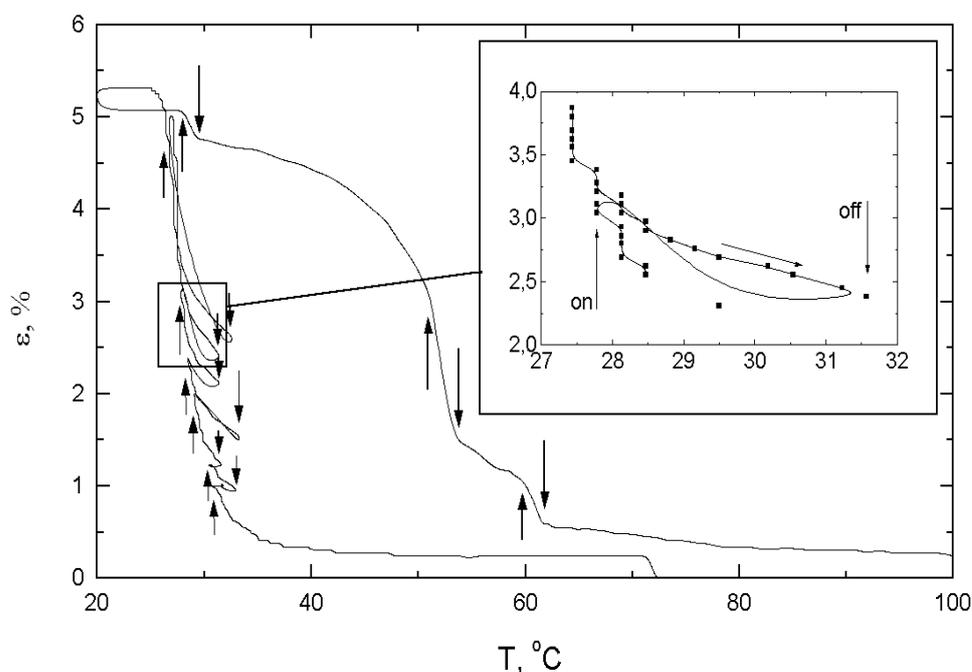
В работе [1] было показано, что воздействие ультразвуковых колебаний (УЗК) в процессе охлаждения и нагрева TiNi через интервалы прямого и обратного мартенситных превращений (МП) под нагрузкой соответственно вызывает накопление или возврат деформации образца, тем самым, ускоряя как прямое, так и обратное мартенситные превращения. Причем абсолютные значения прироста и уменьшения деформации не равны. Эту несимметричность авторы объясняют исходя из появления дополнительных механических напряжений в TiNi за счет ультразвукового воздействия. Однако если исходить из того, что действие ультразвука связано в основном с его тепловым воздействием на TiNi, особенно, когда материал находится в двухфазном состоянии [2,3], то для пластичности превращения следовало бы ожидать не ускорение, а замедление процесса.

Проволочные образцы TiNi диаметром 0.50 мм и рабочей длиной 180 мм предварительно отжигали при 500 °С в течение одного часа с последующим охлаждением в печи. Характеристические температуры материала составляли: $M_H = 30^{\circ}\text{C}$, $M_K = 21^{\circ}\text{C}$, $A_H = 50^{\circ}\text{C}$, $A_K = 76^{\circ}\text{C}$. Образец крепили в захватах установки, один из которых служил волноводом, а через второй к образцу прикладывалась статическая нагрузка.

Порядок проведения испытаний был следующим: к образцу, находящемуся в высокотемпературном аустенитном состоянии прикладывали фиксированную нагрузку и охлаждали, инициируя тем самым эффект пластичности превращения (ЭПП). При реализации пластичности превращения в материале импульсно возбуждали механические колебания ультразвуковой частоты. Система находилась в резонансе на частоте, соответствующей собственной частоте магнитострикционного преобразователя и волновода. В проволочном образце создавалась бегущая волна. Амплитуда колебаний торца волновода составляла около 5 мкм. Охлажденный образец разгружали и затем переводили нагревом в аустенитное состояние. На этом этапе импульсно возбуждали ультразвуковые колебания. В ходе ультразвукового воздействия фиксировали изменение деформации, температуру образца и время.

Температурная зависимость деформации, полученная при реализации эффекта пластичности превращения и эффекта памяти формы в сплаве TiNi под напряжением 30 МПа на этапе охлаждения и нагрева без нагрузки через интервал мартенситных превращений, представлена на рисунке. На этапе охлаждения ультразвуковые колебания препятствуют реализации ЭПП в сплаве, что приводит к возврату уже накопленной деформации. При этом наблюдается незначительное увеличение температуры образца, которое связано с его ультразвуковым разогревом. При выключении ультразвука температура падает, и реализация ЭПП возобновляется.

Воздействие УЗК на этапе нагрева (после снятия нагрузки с образца в мартенситном состоянии) вызывает возврат деформации образца, который может быть объяснен ультразвуковым разогревом образца за счет диссипации энергии УЗК и, как следствие, образованием устойчивого аустенита. После отключения ультразвука наблюдается дальнейшая реализация эффекта памяти формы в соответствии с температурной кинетикой прямого мартенситного превращения.



Температурные зависимости деформации в ходе реализации в сплаве TiNi ЭПФ под нагрузкой 30 МПа и ЭПФ. Стрелками обозначены моменты включения (\uparrow) и выключения (\downarrow) УЗК

Если нагрев образца осуществляли без снятия нагрузки, то на этом этапе реализация ЭПФ также ускоряется. При этом после выключения ультразвука наблюдается небольшой рост (0.3%) деформации, которая вероятно обусловлена образованием неустойчивого аустенита под действием знакопеременных ультразвуковых напряжений [1]. Временная зависимость изменения деформации образца в результате ультразвукового воздействия на этапе охлаждения показывает, что сброс деформации происходит практически мгновенно (2-3 с).

Таким образом, воздействие на TiNi ультразвуковых колебаний на этапе охлаждения через интервал прямого мартенситного превращения вызывает во всем интервале практически мгновенный возврат накопленной деформации, сопровождающийся повышением температуры образца. Этот возврат тем больше, чем ближе мы находимся к M^{δ}_k в момент ультразвукового воздействия. Т.е., чем больше накоплена деформация, тем больше и ее возврат при ультразвуковом воздействии. Дальнейшее охлаждение образца без воздействия ультразвука приводит к возобновлению накопления деформации в полном соответствии с теорией образования малых петель термомеханического гистерезиса в полном интервале МП [4].

Список литературы

1. Кириллов С.А., Клубович В.В., Козлов А.В. и др. // Материалы с эффектом памяти формы: Сб. докл. 1-го Российско-Амер. семинара. С.-Пб., 1995, Ч. 1. С. 81-84.
2. Рубаник В.В., Беляев С.П., Волков А.Е., Рубаник В.В. мл., Сидоренко В.В. // Вестник Тамб. ун-та, 1998. Т. 3. № 3. С. 265-267.
3. Rubanick V., Razov A., Rubanick V., Jr. // Shape Memory Alloys: Fundamentals, Modeling and Industrial Applications: Proceedings of the Intern. Symposium. Edited by F.Trochu, V.Brailovski and A.Galibois. Quebec, Canada, 1999. P.283-287.
4. Беляков В.Н., Хусаинов М.А. // Сб. докл. XXX Межресп. семинара «Актуальные проблемы прочности». Новгород, 1994. С.170-177.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

А. А. Джежора, В. В. Рубаник

УО «Витебский государственный технологический университет», Беларусь,
rubanik@mail.vstu.unibel.by

В современной технике широкое применение находят изделия и конструкции, изготовленные из композиционных полимерных материалов, которые обладают ярко выраженной анизотропией физических свойств и в большинстве случаев хорошо контролируются методами электроемкостного неразрушающего контроля. Для про-

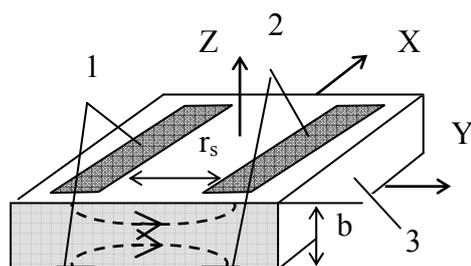


Схема ленточных зеркально-симметричных электродов НИК.
 1 и 2 – потенциальные электроды;
 3 - контролируемый материал.

гнозирования прочностных свойств материала барекс была использована взаимосвязь физических и механических свойств. Испытываемые на разрыв образцы, вырубались в направлении утка и имели вид полосок размером $2 \times 18 \text{ см}^2$. Вся область, подвергаемая деформации, сканировалась емкостными ленточными зеркально-симметричными НИК. В качестве информационного параметра служила рабочая емкость НИК. Это связано с тем, что в области малых толщин контролируемых образцов, (межэлектродный зазор $r_s > b$), когда силовые линии напряженности идут вдоль оси ОХ (рисунок), рабочая емкость

на единицу длины проходного преобразователя определяется выражением:

$$C_x = \varepsilon_x \cdot \varepsilon_0 \cdot \pi \cdot b / (\sqrt{\varepsilon_x / \varepsilon_y} \cdot \ln 4 \cdot b + \pi \cdot r_s) \approx \varepsilon_x \cdot \varepsilon_0 \cdot \pi \cdot b / \pi \cdot r_s \quad (1)$$

Из (1) видно, что рабочая емкость прямо пропорциональна как ε_x так и толщине b контролируемого образца и косвенно отражает число физических связей в сечении материала. В дальнейшем образцы подвергались деформации на разрывной машине “Frank”. При этом определялась предельная прочность, т.е. максимальное усилие при котором происходил разрыв образца P_p , напряжение при разрыве σ_p и относительное удлинение при разрыве. После статистической обработки экспериментальных данных были получены корреляционные уравнения между механическими свойствами материала и рабочими емкостями проходного преобразователя, создающего поле как в направлении деформации образца ОХ, так и в направлении ОУ:

$$\begin{aligned} P_p (\text{Н}) &= - 790,78 + 310,05 \cdot C_x (\text{Пф}) + 0,1 \cdot C_y (\text{Пф}); \\ \sigma_p (\text{МПа}) &= - 2,90 + 1,10 \cdot C_x (\text{Пф}) + 0,03 \cdot C_y (\text{Пф}); \\ \varepsilon_p &= 290,0 - 66,51 \cdot C_x (\text{Пф}) + 0,06 \cdot C_y (\text{Пф}); \end{aligned}$$

Средние относительные ошибки аппроксимации не превышали 0,08, наименьший коэффициент корреляции составил 0,90.

Предложенная методика позволяет прогнозировать поведение прочностных свойств композиционных материалов, используемых в легкой промышленности.

Именной указатель

Айнабеков А.И.	170	Глушков А.Н.	204
Аксенов В.Б.	80, 82	Голиков И.В.	248
Акчурин М.Ш.	198	Головин Ю.И.	99,134,198,228
Алехин В.П.	42	Голубенко А.А.	122
Андреев В.А.	37	Гончарова И.В.	124
Аношкин А.Н.	112	Горобей Н.Н.	171
Аргунова Т.С.	221	Грабко Д.З.	102, 104
Арутюнян Р.А.	132	Грачев В.В.	193
Аэро Э.Л.	253	Греков М.А.	229
Байкова Л.Г.	217	Грецкая И.А.	191
Баранников В.А.	118	Гречихин Л.И.	27
Баранникова С.А.	34	Гриднева И.В.	122
Барахтин Б.К.	127, 129	Громов В.Е.	189,191,193, 196,260
Барон А.А.	186	Грязнов М.Ю.	249,251
Баскаков А.А.	152,154	Гуткин М.Ю.	221
Бахрачева Ю.С.	186	Даль Ю.М.	131
Башкарев А.Я.	126,259	Данчуков К.Г.	126
Башмаков В.И.	93,95	Демидова И.И.	11
Баяндин Ю.В.	117	Денисова А.А.	132
Беляев С.П.	148, 167	Деркаченко Л.И.	46
Бенгус В.З.	176,	Джежора А.А.	263
Бетехтин В.И.	3,141,143,171	Диваков А.К.	181,242
Бобоназаров Х.	12	Диженин В.В.	88
Бойко В.М.	246	Дмитриевский А.А.	228
Бондаренко С.А.	86	Дуб Н.Н.	95
Боровиков В.А.	226	Дуб С.Н.	102
Босин М.Е.	14,256	Дунин-Барковский Л.Р.	152,154
Бояринов О.В.	177	Дурум Т.С.	74
Бречко Т.М.	39	Евард М.Е.	173
Бунин И.Ж.	240	Егоров В.М.	165
Бурцев Б.И.	32	Егоров С.А.	167
Бутенко П.Н.	38	Елкина О.А.	28
Ветер В.В.	141,189	Емалетдинов А.К.	145,146,147
Веттегрень В.И.	126	Ермаков Б.С.	158
Викарчук А.А.	86, 88	Ермакова Т.В.	158,160,162
Вильданова Н.Ф.	28	Ермолаев Г.Н.	248
Вильдеман В.Э.	56	Жданов А.Н.	62
Волгина Н.И.	179	Жигачёва Н.И.	242
Воленко А.П.	86,88	Житару Р.П.	74,76
Волков А.Е.	148,167,173	Жога Л.В.	225
Волнянская О.В.	37	Жуков Б.Г.	257
Вологжанина С.А.	158,160,162	Жулейкин С.Г.	189
Волынцев А.Б.	223,234	Замятина И.П.	101
Выбойщик М.А.	209,213	Зарытовская Н.А.	108
Гаврилюк В.Г.	110	Захарова Е.Г.	80, 84
Гецов Л.Б.	22,24,25	Звонарева Т.К.	217
Гильмутдинов Ф.З.	91	Зворыгин Р.Г.	127,183
Гиляров В.Л.	38	Звягинцев В.Н.	256
Гицу Д.В.	102, 104	Звягинцева И.Ф.	256
Глезер А.М.	47		

Земцова Н.Д.	60	Костина О.А.	49
Зимин Б.А.	254	Котречко С.А.	66,236
Золотаревский Н.Ю.	137	Крахин О.И.	220
Зуев Л.Б.	34	Кремнев Л.С.	64
Иванов С.А.	25	Кривошеев С.И.	226
Иванов С.Г.	112	Кропотин В.В.	91
Иванов Д.С.	112	Круковский П.Г.	25
Иванов Ю.Ф.	191,196	Крылов Н.А.	238
Иванов-Омский В.И.	217	Кузнецик О.О.	114
Иванькова Е.М.	165	Кулаков В.И.	152
Инкина Е.Н.	150	Куракин Р.О.	257
Иунин Ю.Л.	99	Куранова В.А.	208
Кабанова И.Г.	60	Лаврентьев Ф.Ф.	14,256
Кадомцев А.Г.	143	Ланин А.Г.	15
Казанникова Т.П.	217	Левин Д.М.	247
Калетина Ю.В.	20	Лексовский А.М.	226
Калинин Г.Ю.	183	Леонтьев В.А.	117
Калюжный А.Б.	233	Лопатин Ю.Г.	249,250,252
Камалов М.М.	185	Лукьяненко А.С.	171
Камышанченко Н.В.	9	Люкс С.	124
Кардашев Б.К.	157	Мазилкин А.А.	185
Каримов С.-М.Н.	12	Макаров И.М.	249,250,252
Карпов И.А.	154	Макаров А.В.	36,70
Карькина Л.Е.	17	Макаров С.Н.	229
Карьев Л.Г.	204	Масимов М.	90, 107
Кашенко М.П.	139	Малыгин Г.А.	44
Касторский Д.А.	238	Мальчевский В.А.	108
Каштанов В.В.	220	Мамырин Б.А.	136
Кашенко М.П.	139	Марголин Б.З.	24
Киреева И.В.	80, 82,84	Марихин В.А.	165
Киреенко М.Ф.	217	Марков Л.К.	169
Кириллов В.А.	80	Марченко Л.Г.	209, 211,213
Кириллов Р.А.	204	Матлин М.М.	58
Климанек П.	90,106,107,231	Мельников Б.Е.	22
Климентенко О.П.	177	Мерсон Д.Л.	164
Клубович В.В.	261	Мешков Ю.Я.	236
Клявин О.В.	136	Мещеряков Ю.И.	181,242
Князевский В.Н.	217	Мильман Ю.В.	120, 122,124
Коваленко В.В.	189,196	Мирзаев Д.А.	19
Козлов Э.В.	62, 189,191,196	Михайлов Е.В.	116, 117
Колупаева С.Н.	71	Моргунов Р.Б.	152,154
Конакова М.В.	179	Морозов Г.И.	126
Конева Н.А.	63	Морозов Н.Ф.	5
Коновалов С.В.	191	Мосейко В.О.	58
Коноплева Р.Ф.	148	Мосейко В.В.	58
Копылов В.И.	249,250	Мотыленко М.В.	107
Коренков В.В.	198	Мохов Е.Н.	221
Коренкова Н.В.	198	Муравин Е.Л.	15
Королев М.И.	179	Мушникова С.Ю.	183
Корсуков В.Е.	38,171	Мышляев М.М.	185
Коршунов Л.Г.	36	Мясникова Л.П.	165
Костин В.И.	88	Надточий В.А.	42

Назаркин И.В.	148	Ратт А.В.	223
Назаров К.М.	84	Рахвалов В.А.	76
Наймарк О.Б.	73, 117	Регель В.Р.	188
Накин А.В.	148	Розанов М.А.	222
Нарбут М.А.	11	Розов С.И.	257
Неклюдов И.М.	9	Романов А.Е.	111
Никифорова В.Н.	14,256	Ростовцев Р.Н.	26
Николаев В.И.	136	Рубаник В.В.	261,263
Николаева Е.А.	118	Рубаник В.В. (мл)	161
Ножницкий Ю.А.	24	Рыбников А.И.	25
Носкова Н.И.	28	Сагарадзе В.В.	41
Носов Ю.Г.	46	Садыков Ж.А.	170
Нохрин А.В.	250,252	Саксл И.	143
Нуруллаев Р.Л.	146,147	Сарычев В.Д.	193
Обидов Б.А.	171	Семашко Н.А.	244
Овсянников А.В.	82	Семенов А.С.	22
Овчаренко В.И.	154	Семенов В.Н.	52
Одинцев В.Н.	240	Семеновых А.Г.	139
Орлова Т.С.	169	Сехитоглу Х.	80
Осжигитов К.С.	170	Сизова Н.Л.	188
Осипьян Ю.А.	154	Синани А.Б.	219
Острик А.В.	30	Скворцов А.А.	150
Павлович Т.В.	90	Скленичка В.	143
Пазилова У.А.	129	Скотникова М.А.	238
Пантюхова О.Д.	101	Скрипняк В.А.	78
Панченко Е.Ю.	80, 82	Скрипняк Е.Г.	78
Паршуков Л.И.	91	Скрябина Н.Е.	68
Перетурина И.А.	28	Слободской М.И.	71
Пермякова И.Е.	200	Слуцкер А.И.	8
Песчанская Н.Н.	169	Сманов Т.М.	170
Петров В.И.	193	Смирнов Б.И.	169
Петров С.С.	259	Смирнов С.Н.	176
Петров Ю.А.	242	Смирнов В.Н.	91
Петрунин В.А.	260	Смирнова Е.С.	250,252
Петухов Б.В.	156	Соковиков М.А.	119
Плаксин О.А.	157	Соловьев А.А.	150
Платков В.Я.	233	Соловьева Ю.В.	32
Плужников С.Н.	206	Солодова И.Л.18,	36
Плужникова Т.Н.	202	Соснин О.В.	191
Полетика Т.М.	34	Спивак Л.В.	68
Поляков С.А.	49, 50,51,52,53	Старенченко В.А.	32, 101
Пономарев Б.К.	152	Старенченко С.В.	101
Попов В.П.	15	Стародубов Я.Д.	9
Попов Л.Е.	71	Степанов В.А.	157
Попова Н.А.	189	Степанов Ю.П.	169
Потапенко М.М.	248	Стеценко Н.Н.	66
Прокопович Е.В.	131	Страумал Б.Б.	48,49,50,51,52,53
Протасова С.Г.	49	Строкина Т.И.	238
Прохорова Т.Г.	154	Сурсаева В.Г.	50,51
Пух В.П.	217	Сучкова Е.Ю.	191
Пушнин И.А.	228	Счастливец В.М.	19,20,36,70
Разуваев А.А.	164	Сысоев А.Н.	249,251

Табатчикова Т.И.	17,70	Целлермаер В.Я.	260
Ташкинов А.А.	112	Чарикова Н.И.	28
Темнов О.В.	254	Чащина В.Г.	139
Титовец Ю.Ф.	137	Чеканов В.А.	148
Тихонова Л.В.	217	Чемеркина М.В.	202,208
Трофимов В.В.	259	Чернов В.М.	157,248
Турчин В.Н.	15	Чернов И.П.	177
Тюрин А.И.	99	Чернов Ю.М.	136
Тюрьков М.Н.	86	Чертов В.М.	26, 54,179
Тялин Ю.И.	202,208	Чиванов А.В.	202
Уваров С.В.	116	Чигринов В.В.	114
Ушаков И.В.	200	Чигринова Н.М.	114
Федоров В.А.	200, 202,204, 206,208	Чикова Т.С.	93, 95,97
Федоровский Г.Д.	215	Чинокалов В.Я.	196
Федорченко Д.Г.	24	Чувильдеев В.Н.	249,250,251,252
Физулаков Р.А.	244,246	Чугунова С.И.	122, 124
Филатов В.В.	248	Чуканов А.Н.	247
Филиппов Ю.И.	28	Чумляков Ю.И.	80,82,84
Фишгойт А.В.	222	Шашурин Г.В.	222
Фокин С.В.	154	Шевченко Ю.Н.	22
Фокина Е.А.	20	Шейнерман А.Г.	221
Фортуна С.В.	177	Шиванюк В.Н.	110
Хабарин Л.В.	136	Шикимака О.А.	102,104
Хантулева Т. А.	231,257	Шилов А.А.	234
Харциев В.Е.	257	Шильников А.В.	225
Харьков А.А.	183	Шмурак С.З.	152
Хлебников В.В.	99	Шпейзман В.В.	136,169,225
Хлебникова Ю.В.	17,18,70	Юрьев А.Б.	196
Хлусова Е.И.	129	Юсупов Д.Е.	171
Хрущева А.С.	50	Ягубский Э.Б.	154
Хусаинов М.А.	37	Яковлева И.Л.	17,18,19,36,70
Целлермаер В.В.	191	Ярилов Д.Г.	259
		Ясников И.С.	86,88

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Бетехтин В.И. (СПб) Наука о прочности в Петербурге – Ленинграде (к открытию XIV Петербургских Чтений по проблемам прочности).	3
Морозов Н.Ф. (СПб) Развитие науки о прочности в Санкт-Петербургском (Ленинградском) государственном университете.	5
Слуцкер А.И. (СПб) Развитие учения о механических свойствах твердых тел в Физико-техническом институте им.А.Ф.Иоффе РАН.	8
Неклюдов И.М., Стародубов Я.Д., Камышанченко Н.В. (Харьков) Вклад научных школ Санкт-Петербурга и Харькова в развитие физической природы механического двойникования кристаллов.	9
Демидова И. И., Нарбут М. А. (СПб) Петербургская школа фотоупругости.	11
Каримов С.Н., Бобоназаров Х. (Ходжент, Таджикистан) Роль ученых-физиков Санкт-Петербурга в развитии физики прочности в Таджикистане.	12
Никифоренко В.Н., Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф. (Харьков) Алгоритм диспергирования твёрдых тел в вихревой мельнице и эволюция дислокационной структуры.	14
Ланин А.Г., Муравин Е.Л., Попов В.П., Турчин В.Н. (Подольск) Термопрочность и термомеханическое упрочнение сапфира.	15
Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Хлебникова Ю.В., Табатчикова Т.И. (Екатеринбург) Структурные изменения в ферритной составляющей пластинчатого перлита углеродистой стали при дополнительном отжиге.	17
Хлебникова Ю.В., Солодова И.Л., Яковлева И.Л. (Екатеринбург) Особенности структурных ансамблей, формирующихся в низкоуглеродистых сплавах Fe-Ni при охлаждении с высокими скоростями.	18
Счастливец В.М., Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л. (Екатеринбург, Челябинск) Массивное и мартенситное превращения в сплавах меди.	19
Калетина Ю.В., Фокина Е.А., Счастливец В.М. Влияние обработки в магнитном поле на $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в аустенитных сталях при криогенных температурах.	20
Гецов Л.Б., Мельников Б.Е., Семенов А.С., Шевченко Ю.Н. (СПб) Метод автоматизированного выбора моделей упруго-вязкопластичности, обеспечивающих адекватное определение напряженно-деформированного состояния конструкции при сложных программах нагружения.	22
Гецов Л.Б., Марголин Б.З., Ножницкий Ю.А., Федорченко Д.Г. (СПб) Определение запасов прочности деталей энергоустановок при использовании расчетов МКЭ.	24

Гецов Л.Б., Рыбников А.И., Круковский П.Г., Иванов С.А. (СПб) Методы оценки ресурса лопаток газотурбинных двигателей с учетом процессов высокотемпературной коррозии.	25
Чертов В.М., Ростовцев Р.Н. (Донецк, Тула) Форма мартенсита в конструкционной стали.	26
Гречихин Л.И. (Минск) Кластерный подход в механике твердого тела.	27
Носкова Н.И., Вильданова Н.Ф., Елкина О.А., Перетурина И.А., Филиппов Ю.И. (Екатеринбург) Соотношение сдвигового и ротационного механизмов деформации в нанокристаллических сплавах на основе алюминия и титана.	28
Острик А.В. (Черноголовка) Расчетно-экспериментальный метод исследования прочности тонкостенных композитных конструкций к механическому действию импульсных излучений.	30
Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Бурцев Б.И. (Томск) Аномалия скоростной зависимости механических свойств сплавов со сверхструктурой L1 ₂ .	32
Зуев Л. Б., Баранникова С. А., Полетика Т. М. (Томск) Пластическая деформация как автоволновой процесс.	34
Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливцев В.М., Солодова И.Л., Яковлева И.Л. (Екатеринбург) Влияние структуры на абразивную износостойкость заэвтектоидных углеродистых сталей.	36
Хусаинов М.А., Волнянская О.Ю., Андреев В.А. (В.Новгород, Москва) Исследования влияния термотренинга на температуры срабатывания элементов с памятью формы в коммутационных устройствах.	37
Гиляров В.Л., Корсуков В.Е., Бутенко П.Н. (СПб) Применение wavelet преобразования для изучения фрактальных свойств поверхностей материалов на наномасштабном уровне.	38
Бречко Т. (Ольштын, Польша) Примеры изучения физических полей в нанокристаллических структурах.	39
Сагарадзе В.В. (Екатеринбург) Развитие немартенситных фазовых превращений в сталях при сильной холодной деформации.	41
Алехин В. П., Надточий В. А. (Москва) Микропластичность приповерхностных слоев алмазоподобных полупроводников.	42
Малыгин Г.А. (СПб) Механизм деформационного упрочнения и образования фрагментированных дислокационных структур при больших пластических деформациях гцк кристаллов.	44

Носов Ю.Г., Деркаченко Л.И. (СПб) Сколы вблизи отпечатков микротвердости в корунде, развивающиеся после снятия нагрузки.	46
Глезер А.М. (Москва) Размерный эффект при фазовых превращениях и пластической деформации кристаллов.	47
Страумал Б.Б. (Москва) Фазовые переходы фасетирования на границах зерен.	48
Страумал Б.Б., Костина О.А., Поляков С.А., Протасова С.Г. (Черноголовка) Фазовые переходы смачивания границ зерен в алюминии расплавом на основе цинка.	49
Страумал Б.Б., Поляков С.А., Сурсаева В.Г., Хрущева А.С. (Черноголовка) Фазовые переходы смачивания границ зерен в цинке жидкой и твердой фазами на основе алюминия.	50
Страумал Б.Б., Поляков С.А., Сурсаева В.Г. (Черноголовка) Фазовые переходы фасетирования на двойниковых границах в цинке.	51
Страумал Б.Б., Поляков С.А., Семенов В.Н. (Черноголовка) Фазовые переходы смачивания и предплавления на границах зерен в системе Mo-Ni.	52
Страумал Б.Б., Поляков С.А. (Черноголовка) Фазовые переходы фасетирования границ зерен в меди.	53
Чертов В.М. (Москва) Критерии разрушения: преимущества и различия.	54
Вильдеман В.Э. (Пермь) Моделирование процессов накопления повреждений, анализ ресурсов закритического деформирования и условий макроразрушения композиционных материалов.	56
Матлин М. М., Мосейко В. О., Мосейко В.В. (Волгоград) Вероятностная оценка параметров потоков дробы при дробеобработке с целью поверхностного упрочнения.	58
Земцова Н.Д., Кабанова И.Г. (Екатеринбург) Роль дисперсного двухфазного состояния в формировании температурной зависимости предела текучести упорядоченных сплавов CuAu и Cu ₃ Au.	60
Козлов Э.В., Жданов А.Н. (Томск) Субструктура и внутренние напряжения в УМЗ материалах. Проблема соотношения Холла-Петча.	62
Конева Н. А. (Томск) Дислокационная структура и стадии пластической деформации металлов и сплавов.	63
Кремнев Л.С. (Москва) Об основных зависимостях линейной механики разрушения и роли работ Н.Г. Колосова в её развитии.	64

Котречко С.А., Стеценко Н.Н. (Киев) Влияние рассеивания текстуры на уровень хрупкой прочности деформированных поликристаллов.	66
Скрябина Н.Е., Спивак Л.В. (Пермь) Механической неустойчивости при нагреве насыщенных водородом сплавов системы V-H.	68
Счастливец В.М., Макаров А.В., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Хлебникова Ю.В. (Екатеринбург) Влияние температуры изотермического $\gamma \rightarrow \alpha$ - распада на структуру и износостойкость высокоуглеродистых сталей.	70
Колупаева С.Н., Попов Л.Е., Слободской М.И. (Томск) Математическое моделирование пластической деформации скольжения.	71
Наймарк О.Б. (Пермь) О коллективных модах в ансамблях мезодефектов, скейлинге и некоторых нелинейных проблемах разрушения и пластичности.	73
Житару Р.П., Дурум Т.С. (Кишинев, Молдова) Влияние эффективных напряжений и температуры на относительную подвижность краевых и винтовых дислокаций в γ -облученных монокристаллах LiF.	74
Житару Р. П., Рахвалов В. А. (Кишинев, Молдова) Деформационное упрочнение и релаксационные эффекты при микроинден-тировании монокристаллов MgO.	76
Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г. (Томск) Моделирование деформации нанокристаллических материалов при интенсивном динамическом нагружении.	78
Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Захарова Е.Г., Панченко Е.Ю., Кириллов В.А., Аксенов В.Б., Сехитоглу Х. (Томск) Высокопрочные стальные кристаллы FENICOTI с γ - α' термоупругими мартенситными превращениями.	80
Панченко Е.Ю., Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Аксенов В.Б., Овсянников А.В. (Томск) Термоупругие мартенситные превращения в однофазных и гетерофазных монокристаллах никелида титана.	82
Захарова Е. Г., Киреева И. В., Назаров К. М., Чумляков Ю. И. (Томск) Механизмы деформации, упрочнения и разрушения монокристаллов аустенитной стали Гадфильда.	84
Воленко А.П., Ясников И.С., Тюрьков М.Н., Бондаренко С.А., Викарчук А. А. (Тольятти) Кластерно-дисклинационный механизм формирования пентагональных кристаллов из трёхмерных зародышей.	86
Ясников И. С. , Воленко А. П. , Викарчук А. А. , Костин В. И. , Диженин В. В. (Тольятти) Релаксация внутренних полей упругих напряжений в кристаллах с пентагональной симметрией в процессе их роста.	88

Климанек П., Масимов М., Павлович Т. (Фрайберг, Германия) Эволюция субструктуры при пластической деформации поликристаллов вольфрама.	90
Паршуков Л.И., Кропотин В.В., Гильмутдинов Ф.З., Смирнов В.Н. (Ижевск) Упрочнение сварного соединения из мартенситностареющей стали.	91
Башмаков В. И., Чикова Т. С. (СПб, Мозырь/ Беларусь) Моделирование механических свойств единичных двойниковых прослоек.	93
Башмаков В. И., Чикова Т. С., Дуб Н.Н. (СПб, Мозырь/ Беларусь) Особенности механического двойникования металлических кристаллов.	95
Чикова Т. С. (СПб) Скачкообразный рост клиновидных механических двойников.	97
Головин Ю.И., Иунин Ю.Л., Тюрин А.И., Хлебников В.В. (Тамбов) Скоростная чувствительность твердости кристаллических материалов при динамическом наноиндентировании.	99
Старенченко С.В., Старенченко В.А., Замятина И.П., Пантюхова О.Д. (Томск) Роль антифазных границ в деформационном фазовом переходе порядок–беспорядок.	101
Грабко Д.З., Шикимака О.А., Гицу Д.В., Дуб С.Н. (Кишинев/Молдова, Киев/Украина) Закономерности наноиндентирования кристаллов, обладающих различным типом связи.	102
Грабко Д.З., Шикимака О.А., Гицу Д.В. (Кишинев/Молдова, Киев/Украина) Взаимосвязь хрупких и пластических свойств кристаллов с их фононной подсистемой.	104
Климанек П. (Фрайберг, Германия) Интегральный анализ дислокационных структур в пластически деформированных металлах посредством дифракции рентгеновских лучей.	106
Климанек П., Масимов М., Мотыленко М. В. (Фрайберг, Германия) Анализ разориентировок решетки, вызванных дислокациями в пластически деформированных кристаллах, с помощью рентгеноструктурного и электронно-микроскопического методов.	107
Мальчевский В.А., Зарытовская. Н.А. (Москва) Прогнозирование кинетических параметров разрушения полимерных энергетических композитов.	108
Гаврилюк В.Г., Шиванюк В.Н. (Киев) Физические механизмы водородного охрупчивания сталей.	110
Романов А.Е. (СПб) Моделирование дислокаций несоответствия и ростовых дислокаций в эпитаксиальных слоях.	111
Иванов С. Г., Аношкин А. А., Иванов Д. С., Ташкинов А. А. (Пермь) Проблемы оценки прочности эндопротезов из углерод-углеродных композитов при испытаниях.	112

Чигринова Н.М, Чигринов В.В., Кузнечик О.О. (Минск) Анализ напряженно-деформированного состояния изделий с теплостойким оксидо-керамическим покрытием при термоциклических нагрузках.	114
Уваров С.В., Михайлов Е.В. (Пермь) Экспериментальное изучение образования диссипативных структур и возникновения динамической стохастичности при циклическом нагружении металлов.	116
Михайлов Е.В., Леонтьев В.А., Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б. (Пермь) Структурная устойчивость и локализация пластической деформации при больших деформациях меди.	117
Баранников В. А., Николаева Е. А. (Пермь) О термодинамике динамического деформирования меди.	118
Соковиков М. А. (Пермь) Автомодельные закономерности пластического деформирования в плоской волне напряжений.	119
Мильман Ю.В. (Киев) Высокопрочные сплавы алюминия. Структура, свойства и перспективные направления исследования.	120
Гриднева И.В., Голубенко А.А., Чугунова С.И., Мильман Ю.В. (Киев) Особенности механического поведения монокристаллического кремния при индентировании.	122
Мильман Ю. В., Гончарова И. В., Чугунова С. И., Люкс С. (Киев, Йоханнесбург/Южная Африка) Исследование механического поведения монокристалла WC и сплавов WC-CO методом индентирования в широком интервале температур.	124
Башкарев А.Я., Веттегрень В.И., Данчуков К.Г., Морозов Г.И. (СПб) Кинетика коррозионного разрушения сталей.	126
Барахтин Б.К., Зворыгин Р.Г. (СПб) Модельное геометрическое отображение мартенситных структур по результатам мультифрактального анализа.	127
Барахтин Б.К., Пазилова У.А., Хлусова Е.И. (СПб) Скорость охлаждения как синергетическое влияние диффузионных процессов на механические свойства сталей.	129
Даль Ю.М., Прокопович Е.В. (СПб) Нелинейные модели микропрочности и микропластичности металлов.	131
Арутюнян Р.А., Денисова А.А. (СПб) Оценка циклической прочности тонкостенных конструкций, взаимодействующих с агрессивной средой.	132
Головин Ю.И. (Тамбов) Магнитопластичность: факты и гипотезы	134
Клявин О.В., Мамырин Б.А., Николаев В.И., Хабарин Л.В., Чернов Ю.М., Шпейзман В.В. (СПб). Проникновение гелия в нанокристаллическую медь, деформированную сжатием в среде жидкого гелия.	136

Титовец Ю.Ф., Золоторевский Н.Ю. (СПб) Принципы моделирования структуры и свойств сталей после горячей прокатки.	137
Кащенко М.П., Семеновых А.Г., Чащина В.Г. (Екатеринбург) Кристонная модель формирования полос сдвига и перспективы ее развития.	139
Ветер В.В., Бетехтин В.И. (Липецк, СПб) К вопросу физико-химических процессов при циклическом деформировании поликристаллических материалов.	141
Kadomtsev A.G., Betekhtin V.I., Saxl I., Sklenička V. (SPb, Prague, Brno, Czech Republic) Creep of metals: development and estimation of intergranular porosity.	143
Емалетдинов А.К. (Уфа) Синергетические модели в теории разрушения материалов.	145
Емалетдинов А.К., Нуруллаев Р.Л. (Уфа) Линейные дефекты и закономерности пластичности аморфных материалов.	146
Емалетдинов А.К., Нуруллаев Р.Л. (Уфа) Упругие поля дислокаций и особенности проскальзывания границ зерен.	147
Беляев С.П., Коноплева Р.Ф., Волков А.Е., Назаркин И.В., Чеканов В.А., Накин А.В. (СПб, Гатчина) Термоупругие мартенситные переходы в условиях реакторного облучения	148
Скворцов А.А., Соловьев А.А., Инкина Е.Н. (Ульяновск) Влияние магнитного поля на образование и подвижность дислокаций в кремнии.	150
Моргунов Р.Б., Шмурак С.З., Баскаков А.А., Пономарев Б.К., Кулаков В.И., Дунин-Барковский Л.Р. (Черноголовка) Спиновая микромеханика: радио- и оптическая спектроскопия элементарных актов пластической деформации кристаллов в магнитном поле.	152
Осипьян Ю.А., Моргунов Р.Б., Баскаков А.А., Карпов И.А., Дунин-Барковский Л.Р., Овчаренко В.И., Фокин С.В., Ягубский Э.Б., Прохорова Т.Г. (Черноголовка, Новосибирск) Роль дефектов структуры в формировании физических свойств молекулярных магнетиков и сверхпроводников	154
Петухов Б.В. (Москва) Аналитическое описание деформационных кривых в примесных полупроводниках.	156
Кардашев Б.К., Плаксин О.А., Степанов В.А., Чернов В.М. (СПб, Обнинск, Москва) Поглощение ультразвука, упругие и неупругие свойства материалов, предназначенных для применений в ядерных и термоядерных реакторах.	157
Ермакова Т.В., Вологжанина С.А., Ермаков Б.С. (СПб) Разработка модели образования сегрегаций в Fe-C сплавах.	158

Ермакова Т.В., Вологжанина С.А. (СПб) Проверка возможности применения модели образования зернограницных сегрегаций для стали 20.	160
Ермакова Т.В., Вологжанина С.А. (СПб) Использование модели образования зернограницных сегрегаций для оценки состояния материала с длительным сроком эксплуатации.	162
Мерсон Д.Л., Разуваев А.А. (Тольятти) К вопросу идентификации механизмов пластической деформации и разрушения на основе спектрального анализа сигналов акустической эмиссии.	164
Егоров В.М., Иванькова Е.М., Марихин В.А., Мясникова Л.П. (СПб) Спекание насцентных частиц сверхвысокомолекулярного полиэтилена.	165
Егоров С.А., Беляев С.П., Волков А.Е. (СПб) Термомеханическая аналогия в действии всестороннего давления и температуры на эффекты памяти.	167
Марков Л.К., Орлова Т.С., Песчанская Н.Н., Смирнов Б.И., Степанов Ю.П., Шпейзман В.В. (СПб) Механические и электрические свойства ВТСП-керамики YBaCuO/Ag.	169
Айнабеков А.И., Осжигитов К.С., Садыков Ж.А., Сманов Т.М. (Шымкент/Казахстан) Исследование временных эффектов при пластическом деформировании элементов конструкции.	170
Лукьяненко А.С., Бетехтин В.И., Горобей Н.Н., Корсуков В.Е., Обидов Б.А., Юсупов Д.Е. (СПб) Формирование рельефа механически деформируемой поверхности как канал релаксации упругой энергии.	171
Волков А.Е., Евард М.Е. (СПб) Моделирование эффекта деформации ориентированного превращения в никелиде титана.	173
Бенгус В. З., Смирнов С. Н. (Харьков) Влияние напряжений термической анизотропии в модели Лихачева на формирование дефектной структуры в поликристаллическом и наноструктурном титане при низкотемпературной деформации.	176
Фортуна С.В., Бояринов О.В., Климентенко О.П., Чернов И.П. (Северск) Водородное охрупчивание конструкционных сталей в условиях радиационного воздействия.	177
Чертов В.М., Королев М.И., Н.И. Волгина, Конакова М.А. (Москва) Трубы для магистральных газопроводов: результаты испытаний и особенности расчета критериев склонности к растрескиванию.	179
Мещеряков Ю.И., Диваков А.К. (СПб) Гетерогенный характер динамического деформирования материалов и резонансный срыв пластического течения.	181
Калинин Г.Ю., Мушникова С.Ю., Харьков А.А., Зворыгин Р.Г. (СПб) Экспериментальные исследования коррозионно-механической прочности стали марки 45Г17Ю3 в статических условиях нагружения.	183

Мышляев М.М., Мазилкин А.А., Камалов М.М. (Москва) Термостабильность микрокристаллического алюминий – литиевого сплава.	185
Барон А.А., Бахрачева Ю.С. (Волгоград) Взаимосвязь трещиностойкости с величиной энергии, рассеянной в зоне ограниченной пластичности перед вершиной трещины нормального отрыва.	186
Регель В.Р., Сизова Н.Л. (Москва) Прочность и пластичность монокристаллов окиси цинка.	188
Коваленко В.В., Жулейкин С.Г., Попова Н.А., Ветер В.В., Козлов Э.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) Анализ тонкой структуры градиентных слоев в перлитной стали, сформированных при высокотемпературной цементации.	189
Соснин О.В., Козлов Э.В., Иванов Ю.Ф., Целлермаер В.В., Грецкая И.А., Коновалов С.В., Громов В.Е., Сучкова Е.Ю. (Новокузнецк, Томск) Механизмы повышения усталостной прочности сталей электростимулированием.	191
Грачев В.В., Сарычев В.Д., Петров В.И., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) Создание и исследование градиентных структур в перлитной стали.	193
Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Коваленко В.В., Козлов Э.В., Громов В.Е., Чинкалов В.Я. (Новокузнецк, Томск) Формирование и управление градиентными структурно-фазовыми состояниями в арматуре прерванной закалкой.	196
Головин Ю.И., Коренков В.В., Коренкова Н.В., Акчурин М.Ш. (Тамбов) Фазовые переходы в субмикрообъемах приповерхностных слоев твердых тел при нестационарном контактном нагружении.	198
Ушаков И. В., Федоров В. А., Пермякова И. Е. (Тамбов) Влияние термической обработки на комплекс механических свойств металлического стекла 82К3ХСР.	200
Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Чиванов А.В., Чемеркина М.В., Тялин Ю.И. (Тамбов) Залечивание микротрещин при воздействии электромагнитного излучения.	202
Глушков А.Н., Карыев Л.Г., Федоров В.А., Кириллов Р.А. (Тамбов) Разрушение и деформация ионных кристаллов при микроиндентировании.	204
Федоров В.А., Плужников С.Н. (Тамбов) Влияние температуры и скорости нагружения на двойникование поликристаллического оцк сплава Fe+3,25%Si.	206
Федоров В.А., Тялин Ю.И., Куранова В.А., Чемеркина М.В. (Тамбов) Зарождение трещин на границе свободного упругого двойника.	208
Выбойщик М.А., Марченко Л.Г. (Тольятти) Повышение конструктивной прочности труб за счет совмещения термомеханической и термической обработок.	209
Марченко Л.Г. (Тольятти) Термомеханическая обработка насосно-компрессорных труб.	211

Выбойщик М.А., Марченко Л.Г. (Тольятти) Упрочнение труб при прокатке в межкритическом и субкритическом интервале температур.	213
Федоровский Г.Д. (СПб) Сравнительный анализ математических моделей учета переменной температуры в задачах деформирования и разрушения термовязкоупругопластических сред.	215
Пух В.П., Байкова Л.Г., Звонарева Т.К., Иванов-Омский В.И., Князевский В.Н., Киреенко М.Ф., Казанникова Т.П., Тихонова Л.В. (СПб) О возможности защиты высокопрочного стекла алмазоподобным покрытием.	217
Синани А.Б. (СПб) Об измерении твердости хрупких тел.	219
Крахин О.И., Каштанов В.В. (Москва) Расчёт активных элементов из сплавов с памятью для энергетических установок.	220
Гуткин М.Ю., Шейнерман А.Г., Аргунова Т.С., Мохов Е.Н. (СПб) Винтовые супердислокации с полыми ядрами (трубки) в растущих кристаллах: теоретические модели и компьютерное моделирование.	221
Фишгойт А.В., М.А. Розанов, Шашурин Г.В. (Москва) Исследование механизмов и кинетики разрушения гранульного сплава, содержащего керамические включения.	222
Волынцев А. Б., Ратт А. В. (Пермь) Самоорганизация дислокационных ансамблей при наличии внешних стохастических воздействий.	223
Жога Л.В., Шильников А.В., Шпейзман В.В. (Волгоград, СПб) Временные эффекты при деформации сегнетоэлектрической керамики в условиях ползучести.	225
Лексовский А. М., Кривошеев С. И., Боровиков В. А. (СПб) Выявление post factum развития фронта повреждений при откольном разрушении гранита.	226
Головин Ю. И., Дмитриевский А. А., Пушкин И. А. (Тамбов) Изменение микротвердости фуллерита C ₆₀ , вызванное действием ультрамалых доз (D<1 сГр) ионизирующего облучения.	228
Греков М.А., Макаров С.Н. (СПб) Концентрация напряжений у слабо искривленной поверхности упругого тела.	229
Хантулева Т.А., Климанек П. (СПб, Фрейберг/Германия) Проблема больших сдвиговых деформаций в рамках нелокальной теории пластичности.	231
Калюжный А.Б., Платков В.Я. (Харьков) Формирование структуры и свойств высокопористых материалов на основе фторопласта-4.	233

Волынцев А.Б., Шилов А.Н. (Пермь) Математическое моделирование эволюции дислокационной структуры и релаксации напряжений при фазовом $\alpha - \beta$ переходе в системе Pd – H.	234
Котречко С.А., Мешков Ю. Я. (Киев) Проблема вязкости и вязкого состояния конструкционных проблема вязкости и вязкого состояния конструкционных материалов.	236
Скотникова М.А., Касторский Д.А., Крылов Н.А., Строкина Т.И. (СПб) Повышение качества поверхности деталей машин методом нанесения регулярного микрорельефа.	238
Бунин И. Ж., Одинцев В. Н. (Москва) Разрушение природного метанонасыщенного угля как материала с фрактальной структурой.	240
Мещеряков Ю И., Жигачева Н.И., Диваков А.К., Петров Ю.А. (СПб) Структурные превращения и динамическая пластичность и прочность мартенситно-стареющих сталей.	242
Семашко Н.А., Физулаков Р.А. (Комсомольск-на-Амуре) Прогнозирование времени до разрушения жаропрочной стали при испытании на длительную прочность.	244
Бойко В.М., Физулаков Р.А (Комсомольск-на-Амуре) Повышение ресурсных характеристик режущего инструмента за счет самоорганизации структуры материала.	246
Левин Д.М., Чуканов А.Н. (Тула) Неупругие эффекты как инструмент изучения зарождения разрушения.	247
Ермолаев Г.Н., Голиков И.В., Потапенко М.М., Филатов В.В., Чернов В.М. (Москва) Механическое поведение металлического ванадия и сплава V-4Ti-4Cr.	248
Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н., Грязнов М.Ю., Лопатин Ю.Г., Макаров И.М., Копылов В.И. (Н.Новгород) Низкотемпературная сверхпластичность микрокристаллических высокопрочных магниевых сплавов, полученных по технологии равноканального углового прессования.	249
Смирнова Е.С., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Макаров И.М., Лопатин Ю.Г., Копылов В.И. (Н.Новгород) Влияние малых добавок примесей на термическую стабильность микрокристаллических медных сплавов, полученных методом РКУ-прессования.	250
Грязнов М.Ю., Сысоев А.Н., Чувильдеев В.Н. (Н.Новгород) Сверхпластичность и зернограничное внутренне трение в микрокристаллических магниевых сплавах.	251
Смирнова Е.С., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Макаров И.М., Лопатин Ю.Г. (Н.Новгород) Моделирование процесса когерентного распада в алюминиевых сплавах системы Al-Mg-Sc-Zr.	252
Аэро Э.Л. (СПб) Теория катастрофических деформаций кристаллической решетки.	253

Зимин Б.А., Темнов О.В. (СПб) Кластерная модель разрушения.	254
Босин М.Е., Звягинцева И.Ф., Звягинцев В.Н., Лаврентьев Ф.Ф., Никифоро- ренко В.Н. (Харьков) Стартовое напряжение для начала движения дислокаций в монокристаллах рубина.	256
Харциев В.Е., Хантулева Т.А., Жуков Б.Г., Куракин Р.О., Розов С.И. (СПб) Гиперскоростные и высокоскоростные процессы разрушения полимеров и сложных конструкций.	257
Башкарев А.Я., Петров С.С., Трофимов В.В., Ярилов Д.Г. (СПб) Современные методы технической диагностики в решении актуальных за- дач прочности и долговечности конструкций.	259
Петрунин В.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е. (Новокузнецк) Фрактальность мезоструктур в условиях электропластической деформации.	260
Рубаник В.В, Клубович В.В. Рубаник В. В. (мл) (Витебск) Формирование малых петель в TiNi при фазовом превращении за счет на- ложения ультразвука.	261
Джежора А.А., Рубаник В. В. (Витебск) Прогнозирование прочностных свойств композиционных материалов.	263
ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ	265
СОДЕРЖАНИЕ	269