

XV

**Петербургские
чтения
по проблемам
прочности**



**посвященные 100-летию
со дня рождения академика С. Н. Журкова**

12-14 апреля 2005 г.



ТЕЗИСЫ

Санкт-Петербург, 2005

Межгосударственный координационный Совет
по физике прочности и пластичности материалов
Научный Совет РАН по физике конденсированного состояния.
Дом Ученых им. М. Горького РАН
Санкт-Петербургский государственный университет
ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН

XV

Петербургские чтения по проблемам прочности

**посвященные 100-летию
со дня рождения академика С. Н. Журкова**

12-14 апреля 2005 г.

С б о р н и к т е з и с о в

**Санкт-Петербург
2005**



XV Петербургские чтения по проблемам прочности. Санкт-Петербург, 12-14 апреля 2005 г.: сборник тезисов. СПб., 2005, 174 с.

В сборнике опубликованы тезисы докладов, представленных на XV Петербургских Чтениях по проблемам прочности специалистами в области прочности и пластичности из России, а также из ближнего зарубежья (Украина, Беларусь, Молдова, Киргизстан) и дальнего зарубежья (Германия, Франция, Испания, Австрия, Швеция, Польша, Япония). Доклады отражают достижения и современные тенденции развития науки о прочности, пластичности и других физико-механических свойствах твердых тел.

XV Петербургские Чтения посвящены 100-летию выдающегося физика академика Серафима Николаевича Журкова – основоположника кинетического учения в разрушении (прочности) твердых тел.

В докладах, наряду с результатами разработки проблем кинетики разрушения и пластического деформирования, рассматриваются важные вопросы физического материаловедения: структура и свойства нанокристаллических и аморфных тел, хрупко-вязкие переходы, воздействие импульсов электрического тока на металлы, действие на материалы ультразвука и наводораживания, специфические свойства сплавов с памятью формы и другие.

Материалы Чтений будут интересны и полезны ученым, инженерам, аспирантам и студентам, специализирующимся в области физико-механических свойств твердых тел.



ФОРМУЛА ЖУРКОВА

Слуцкер А. И.

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

Серафим Николаевич Журков, вся долгая жизнь которого была посвящена одной большой проблеме – физической природе прочности твердых тел, сумел заслужить далеко нечастое в научном мире увековечение своего имени в названии широко используемой формулы.

Путь к этой формуле он начал с прихода в Физико-технический институт в 1930 г., когда впервые для себя обратился к проблеме прочности. Вместе с А. П. Александровым он доказал возможность приближения реальной прочности твердых тел к теоретической (на примере стекол). Затем в 30-х и 40-х годах он установил факторы, оказывающие существенное влияние на отвердевание полимеров при снижении температуры ниже температуры стеклования: образование межмолекулярных «мостиков». В 50-х годах он начал работы по главной теме своей научной деятельности – по кинетической природе разрушения твердых тел.

Тогда уже появились данные о том, что разрывная прочность как-то связана со временем действия нагрузки. Однако бытовавшее выражение этой связи в форме: время – аргумент, а разрывная нагрузка (прочность) – функция не приводила к надежному физически осмысленному истолкованию. Объяснения связи прочность – время «старением» материала – деградацией его прочности за счет коррозии, за счет каких то структурных перестроек и т.п., не согласовывались с экспериментальными данными, а главное – оставляли неизменным представление о критическом характере разрушения, выражаемом понятием «предела прочности».

С. Н. Журков осуществил решительную «инверсию», начав рассматривать время действия нагрузки до разрыва тела (долговечность) как функцию, а нагрузку – как аргумент. Проведенные на огромном круге объектов в широком диапазоне напряжений и температур исследования зависимости «долговечность – напряжение» привели к установлению общей фундаментальной формы этой зависимости – формуле Журкова. Важнейший физический смысл этой формулы заключается в том, что она описывает разрушение как кинетическое (а не критическое) явление, как процесс, развивающийся в нагруженном теле с доведением тела до разрыва. Наряду с таким общим «идеологическим» значением, формула Журкова сконцентрировала в себе основные факторы, определяющие скорость процесса разрушения: величину напряжения, температуру, энергию диссоциации межатомных связей, уровень локальных перенапряжений и сам механизм элементарных актов разрушения: разрыв напряженных межатомных связей локальными флуктуациями тепловой энергии в теле.

Формула Журкова четко выполняется при соблюдении ряда условий: не слишком высокие и не слишком низкие значения напряжения и температуры; достаточная структурная и химическая стабильность материала на протяжении его долговечности. Несоблюдение названных условий, что нередко присуще исследованиям реальных материалов в реальных условиях, естественно, усложняет описание кинетики разрушения, но никак не может вести к отрицанию основных положений кинетической концепции разрушения, а требует лишь учета осложняющих факторов на базе этих основных положений.

Полученная на основе феноменологических исследований долговечности формула Журкова сыграла и продолжает играть сильную стимулирующую роль в постановке исследований процесса разрушения чрезвычайно широким комплексом различных прямых физических методов: спектроскопических, резонансных, дифракционных, эмиссионных, микроскопических и др. Сам С. Н. Журков с 50-х годов положил начало мощному «штурму» микроскопии кинетики разрушения, давшему богатую детальную информацию и укрепившему кинетическую идеологию.

Происходит и обобщение формулы Журкова на основе фундаментальных физических представлений. Так в «привычном» виде формула Журкова, «родившаяся» в результате исследований долговечности в области умеренных и повышенных температур, выступает как термофлуктуационная, т.е. описывающая элементарные акты надбарьерных переходов за счет флуктуаций тепловой энергии. К низким температурам интенсивность термофлуктуационной кинетики резко падает. В то же время экспериментальные результаты показали, что кинетика разрушения сохраняется вплоть до самых низких температур. Это позволило, совместно с теоретическим анализом, сделать заключение о переходе при низких температурах от надбарьерного к подбарьерному, туннельному механизму элементарных актов и прийти к обобщенной формуле Журкова. В обобщенном виде формула включает квантово-статистическую функцию, учитывающую вероятность туннелирования, а при температурах в области и выше дебаевских переходит в «обычную» формулу Журкова.

Формула Журкова, описывающая долговечность, т.е. время до разрыва тела, естественным образом создает самые общие основы для разработки решения задач прогнозирования разрушения объектов. Разумеется, эти задачи очень сложны, но наличие общей физической основы представляется весьма важным.

Формула Журкова является эффективной и в решении задач повышения прочности материалов. Понимание физического смысла величин, входящих в эту формулу, позволяет целенаправленно воздействовать на структуру и состав материалов и добиваться повышения их разрывной прочности и долговечности.

Формула Журкова непосредственно относится к долговечности твердых тел под нагрузкой. Но, отмечая 100-летие выдающегося ученого, уместно назвать и формулу Журкова относительно его жизни. Эта формула Журкова простая – это формула долговечной верности: верности высоким принципам человеческого и научного достоинства, верности научной проблеме, верности Физико-техническому институту, верности семье, соблюдением чего и выступает вся жизнь Серафима Николаевича Журкова.

Ф. Ф. Витман и С. Н. Журков



ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСКОПИЧЕСКИХ ТРЕЩИН И ПОР В НАГРУЖЕННЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ

Бетехтин В. И., Кадомцев А. Г.

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

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

С. Н. Журковым было сформулировано представление о разрушении как о кинетическом, термофлуктуационном процессе, который развивается в течение практически всего времени пребывания твердых тел под нагрузкой. В настоящее время многие закономерности этого процесса, связанного с развитием и залечиванием микроскопических трещин и пор, выявлены. В частности, для кристаллических материалов установлено, что размеры мельчайших, зародышевых микронесплошностей, возникающих в местах локализации сдвиговой или ротационной деформации, порядка 10^{-4} мм. Процесс разрушения многостадийный и многомасштабный. Начальная стадия, связанная с локализацией деформации, занимает около 5% от общей деформации при разрушении. Основная стадия заключается во «взрывообразном» образовании зародышевых микронесплошностей, их накоплении и коалесценции (вязкое разрушение) или развитии (квазихрупкое разрушение). Заключительная стадия для пластичных материалов, в которых образуется большое число затупленных, порообразных несплошностей, может быть только результатом их слияния и формирования критического ($\approx 1\%$) локального разуплотнения, ведущего к образованию макротрещин. Для квазихрупких тел в течение всей деформации развивается большое число незатупленных микротрещин, одна из которых на заключительной стадии достигает критического, неравновесного размера. Многомасштабность развития разрушения связана с иерархией элементов микроструктуры, в частности, размерами зерен и субзерен.

При анализе физических закономерностей развития микронесплошностей (равно как и других дефектов) исключительно большое значение имеет учет специфики поверхности и приповерхностных слоев, где скорость развития и, как следствие, концентрация микронесплошностей, на порядки больше, чем в объеме материала. При умеренных температурах основная стадия развития микроразрушения, ведущая к образованию макротрещины, проходит именно в тонких приповерхностных слоях. При переходе в область повышенных температур и небольших напряжений следует учитывать влияние процесса залечивания микронесплошностей, который наиболее интенсивно развивается также в поверхностных слоях; процесс микроразрушения начинает интенсивно развиваться и в объеме материалов.

Залечивание микронесплошностей, образующихся как в процессе деформации материалов, так и вследствие особенностей технологии их получения (керамики, аморфные и порошковые сплавы и др.) – перспективный путь повышения физико-механических свойств материалов.

Исследования нанокристаллических сплавов показало, что микронесплошности, образующиеся в процессе деформации, следует учитывать для объяснения явления сверхпластичности этих сплавов. Установлено также, что свободный объем в полученных при РКУ прессовании нанокристаллических металлах связан не только с границами зерен, но и с образовавшейся пористостью.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (проект № 04-02-17627).

МИКРОННЫЕ И СУБМИКРОННЫЕ СКАЧКИ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Песчанская Н. Н., Шпейзман В. В.

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

Значимость исследований школы С. Н. Журкова [1,2] состоит не только в разработке фундаментальных представлений о кинетике разрушения на разных уровнях структуры, но и в инициировании большого числа работ по физике прочности и пластичности. Так, в работах В. А. Степанова с сотрудниками [3] изучалась деформация при сжатии как сдвиговой процесс, связанный с молекулярной подвижностью в полимерах и влияющий на разрушение и долговечность. Применение интерферометра для регистрации процесса ползучести материалов [3-7] позволило изучать кинетику (скорость) деформации на микронных и субмикронных ее приращениях и получить ряд новых закономерностей. Например, показано, что зависимости скорости малых (локальных) деформаций от температуры имеют вид спектра, максимумы которого определяют температуры релаксационных и фазовых переходов, соответствующие резким изменениям разных характеристик данного материала: напряжений и деформаций при разрушении, активационных параметров процесса деформации, а также сверхпроводящему переходу в керамиках. Спектры скоростей имеют большее разрешение, чем традиционные спектры внутреннего трения [5].

Обнаружено общее для разных твердых тел явление немонотонности скорости ползучести, измеряемой на субмикронных приращениях деформации [4-7].

Для полимеров показано, что амплитуда колебаний скорости зависит от межмолекулярных связей и закономерно изменяется в процессе ползучести [4,5]. Периоды колебаний скорости, равные высотам скачков деформации, соответствуют размеру типичных упорядоченных образований данного уровня структуры, что доказано на металлах и полимерах с известными размерами структурных элементов [5-7]. Прецизионные измерения скорости деформации позволяют определять скачки деформации от 300 нм и выше. Периоды колебаний скорости деформации отражают гетерогенность исходной структуры (при малых деформациях) и ее эволюцию в процессе ползучести. Таким образом, ползучесть может быть не только предметом исследования, но и методом определения температурных спектров, и методом изучения неоднородности структуры мезоуровня в процессе ее самоорганизации, в том числе, и у аморфных тел.

1. С.Н. Журков, Э.Е. Томашевский, Т.П. Санфирова. ЖТФ 23, 933 (1953).
2. В.Р. Регель, А.И. Слуцкер, Э.Е. Томашевский. Кинетическая природа прочности твердых тел. М., Наука, 1974. 560 с.
3. В.А. Степанов, Н.Н. Песчанская, В.В. Шпейзман. Прочность и релаксационные явления в твердых телах. Л., Наука, 1984. 246 с.
4. Н.Н. Песчанская, П.Н. Якушев. ФТТ 30, 7, 2196 (1988).
5. Н.Н. Песчанская. Докт. дис., ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, СПб (1999) 113 с.
6. Н.Н. Песчанская, В.В. Шпейзман, А.Б. Синани, Б.И. Смирнов. ФТТ 46, 1991 (2004).
7. Н.Н. Песчанская, П.Н. Якушев, В.А. Берштейн, М. Keating, Т. Krizan. ФТТ 47, 5, 920 (2005).

ПРОЧНОСТЬ НЕОРГАНИЧЕСКИХ СТЕКОЛ В СВЯЗИ С ИХ АТОМНОЙ СТРУКТУРОЙ

Пух В. П., Байкова Л. Г., Киреенко М. Ф., Тихонова Л. В., Казанникова Т. П.,
Синани А. Б.

*Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия
pukh@sglass.ioffe.ru*

Работы Физико-технического института в области прочности неорганических стекол были начаты С. Н. Журковым в начале 30-х годов прошлого века. Именно в этих работах [1] на тонких стеклянных волокнах были получены значения прочности, предсказанные теоретически.

В дальнейшем в работах, проводимых под руководством Ф. Ф. Витмана [2, 3], было показано, что при соблюдении условий, исключающих повреждение поверхности стекла после удаления дефектного слоя в фтористоводородной кислоте, промышленное листовое стекло проявляет такую же высокую прочность, как и тонкие стеклянные волокна. Таким образом, было установлено, что высокая прочность присуща вообще стеклообразному состоянию вещества.

В докладе на примере боратных, силикатных и фосфатных стекол [4] рассматривается роль атомной структуры в процессе их разрушения. Основное внимание обращено на степень связности атомной структуры. Демонстрируется, что именно этот фактор является решающим для структурной прочности стекла, определяемой в условиях, исключающих влияние случайных дефектов и среды. Анализируется изменение модуля Юнга, как характеристики упругой деформации, и твердости, как характеристики необратимой деформации. Рассматривается также предельная упругая деформация, испытываемая стеклом в момент разрыва. Установлено, что предельная упругая деформация составляет около 10% для стекол с трехмерносвязанной атомной структурой и около 5% - для стекол со слоистой и цепочечной структурой. Эта зависимость обусловлена, по нашему мнению, влиянием связности атомной структуры на степень однородности распределения внешней нагрузки по атомным связям. С увеличением степени связности растет структурная прочность стекла, но снижается его релаксационная способность.

Можно полагать, что если для кристаллических тел основным структурным мотивом, определяющим прочностные характеристики, являются дислокации, то для неорганических стекол (аморфных тел) таким главным фактором является степень связности атомной структуры (анионной сетки).

1. Александров А.П., Журков С.Н. Явление хрупкого разрыва. М.-Л., ГТТИ, 1933.
2. Байкова Л.Г., Витман Ф.Ф., Пугачев Г.С., Пух В.П. Высокопрочное состояние стекла // ДАН СССР. 1965. Т.163, № 3. С. 617-620.
3. Пух В.П. Прочность и разрушение стекла. Л.: Наука, 1973. 155с.
4. Байкова Л.Г., Федоров Ю.К., Пух В.П., Тихонова Л.В., Казанникова Т.П., Киреенко М.Ф., Лунтер С.Г. Исследование зависимости механических свойств фосфатных стекол от их атомной структуры. // Физика и химия стекла. 1996. Т.22, № 4. С. 502-504.

МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА И УПРОЧНЕНИЕ ТЕРМОТРОПНЫХ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ

Егоров Е. А., Жиженков В. В., Горшкова И. А., Савицкий А. В.

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

Упрочнение полимеров связано с направленной реорганизацией структуры. Динамика макромолекул играет при этом важную роль. Для изучения молекулярного движения в полимерах в связи с проблемой прочности С. Н. Журков предложил использовать метод ядерного магнитного резонанса (ЯМР). Было обнаружено, что механическая нагрузка может переводить микрообласти полимера из высокоэластического состояния в застеклованное [1]. Такой эффект «механического стеклования» существенно влияет на упрочнение полимеров при ориентационной вытяжке. Эти работы получили дальнейшее развитие с появлением термотропных жидкокристаллических (ЖК) полимеров с мезогенами в основной цепи. Прочность ориентированных волокон ЖК полимеров может быть повышена в несколько раз в результате специальной термообработки (отжига) при высокой температуре, при которой полимер находится в состоянии ориентированного ЖК расплава. Крупномасштабное движение распрямлённых макромолекул в ЖК расплаве способствует совершенствованию структуры. Этот тип молекулярного движения (в отличие от сегментального движения гибких цепей) практически не изучался. Для исследования движения цепей в расплаве и его связи с упрочнением ЯМР оказался очень эффективным методом [2]. Имелась возможность нагревать образец в спектрометре до 360°C. ЖК расплав – особое состояние вещества, сочетающее свойства твёрдого тела и жидкости. Известно, что ЯМР спектры расплавов гибкоцепных полимеров – одиночная узкая линия. Было обнаружено, что спектры ЖК расплавов остаются широкими, как у твёрдого тела, но распадаются на ряд хорошо разрешённых узких компонент. В спектрах проявляется анизотропия, свойственная высокоориентированным твёрдым телам. Отработана методика анализа формы спектров, позволяющая получить количественную информацию о кооперативном движении распрямлённых цепей в ЖК расплаве; такое движение предложено называть «квазисегментальным». Оценены вероятности перемещения (рептации) макромолекул вдоль оси ориентации за счёт теплового движения [3]. Именно рептация должна способствовать самоорганизации и, как следствие, – упрочнению. Сравниваются роли квазисегментального движения жёстких макромолекул и сегментального движения гибких цепей в упрочнении полимеров разных классов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты 97-03-32624, 00-03-33065, 03-03-32589).

1. С.Н. Журков, Е. А. Егоров. Докл. АН СССР. 1963, Т. 152, № 5, С. 1155
2. Е.А. Егоров, А.В. Савицкий, В.В. Жиженков, И.А. Горшкова. ФТТ, 1998, Т. 40, № 6, С. 1173
3. Е.А. Егоров, В.В. Жиженков, ФТТ, 2005, Т. 47, № 5, С. 113

КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ ОЧАГА РАЗРУШЕНИЯ В ГОРНЫХ ПОРОДАХ

Томилин Н. Г.

*Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе РАН,
Санкт-Петербург, Россия
tom@fracture.ioffe.rssi.ru*

Очаг землетрясения рассматривается как очаг разрушения, развивающийся в земной коре. Сложные условия в очаге землетрясения и, соответственно, в его развитии требуют более общих и универсальных моделей для его описания. Такая модель была разработана в Физико-техническом институте им. А. Ф. Иоффе РАН в 70-х годах и получила название двухстадийной модели разрушения. Прежде всего она базируется на кинетической концепции прочности предложенной С. Н. Журковым и является универсальной для любых масштабных уровней. Две стадии в разрушении обусловлены образованием и развитием трещин. Первая стадия, занимающая основное время, связана с образованием стабильных трещин, диффузно расположенных в объеме нагруженного тела. При достижении пороговой концентрации трещин стохастически возникают кластеры, и процесс переходит во вторую стадию с формированием локализованного очага разрушения, в котором процесс развития трещин протекает самоускоренно вплоть до окончательного макроразрушения. Модель близка к модели очага землетрясений, развитой в Институте Физики Земли им. О. Ю. Шмидта примерно в те же годы.

Проведен большой комплекс экспериментального изучения трещинообразования на различных масштабных уровнях, часть из которых проводилась совместно с ИФЗ РАН, Геослужбой США, Сейсмологическим Бюро Китая. Эти исследования подтвердили универсальность двухстадийной модели разрушения, выявили характерные особенности процесса в частности иерархию и временную периодичность в процессе накопления и развития трещин. Выявлено особое состояние очага разрушения, проявляющиеся в большой чувствительности к изменению напряженного состояния.

Предложены прогностические критерии перехода процесса разрушения из первой стадии во вторую, применимость которых подтверждена для лабораторных образцов, крупномасштабных объектов, горных ударов и землетрясений.

ПРИЛОЖЕНИЕ МЕТОДОВ ТЕОРИИ НАДЕЖНОСТИ К ПРОБЛЕМЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ

Арутюнян Р. А.

*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия
Robert.Arutyunyan@paloma.spbu.ru*

Кинетическая концепция прочности С. Н. Журкова [1, 2] базируется на представлениях о термофлуктуационном характере разрыва атомных связей, как единичных актов разрушения. Это предположение позволяет рассматривать проблему длительной прочности с позиций теории надежности, когда разрушения на микроуровне можно трактовать

как потоки отказов, и описывать их методами теории случайных функций. С этой целью примем предположение о пропорциональности интенсивности отказов l и скорости ползучести $\dot{\epsilon}$: $l = r\dot{\epsilon}$ (1), где r – постоянная величина [3, 4]. Соотношение (1) подтверждается в опытах по изучению зависимости относительного изменения плотности в процессе установившейся ползучести [5]. По результатам опытов можно считать, что скорость накопления относительной величины плотности (интегральной характеристики микродефектов) подобна скорости ползучести. В работе используется соотношение (1) для вычисления функции надежности для различных соотношений теории ползучести. Формулируются соответствующие критерии длительной прочности. Подробно рассмотрены теории установившейся ползучести, а также различные реологические соотношения, в частности, для стареющих сплавов [6]. В первом случае функция надежности имеет вид распределения Пуассона, следовательно, дефектообразование является случайным процессом. Критерий разрушения, сформулированный на базе этого распределения, описывает только начальный участок опытной кривой длительной прочности. Для стареющих сред функция надежности выражается в виде распределения Гумбеля [7]. На основе этого распределения сформулирован критерий длительной прочности. При этом на кривых длительной прочности появляется характерный излом, описывающий область хрупких разрушений. Критерий хорошо согласуется с результатами длительных опытов (15 лет) по разрушению высокопрочных сталей [8]. Рассмотрен также критерий длительной прочности на основе распределения Вейбулла. Полученный для этого случая критерий не совсем пригоден для описания результатов опытов, так как дает завышенные величины сроков службы материала.

В заключение обсуждаются статистические вопросы разрушения. С этой целью строятся семейство кривых длительной прочности, соответствующие равной вероятности разрушения. Кривые охватывают полосу наблюдаемого разброса экспериментальных значений времени до разрушения, ограничивая верхнюю и нижнюю границы работоспособности материала.

1. Журков С.Н., Нарзуллаев Б. Н. Временная зависимость прочности твердых тел. // ЖТФ. 1953. Т.23. Вып.10. С.1677-1680.
2. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.В. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука. 1974. 550 с.
3. Екобори Т. Научные основы прочности и разрушения материалов. Киев: Наукова думка. 1978. 352 с.
4. Арутюнян Р.А. Проблема деформационного старения и длительного разрушения в механике материалов. СПб: Изд-во С.-Петербург. ун-та. 2004. 252 с.
5. Бетехтин В.И. Микроразрушение в объеме и на поверхности кристаллических тел в процессе их испытания на долговечность. // Жаропрочность и жаростойкость металлических материалов. М.: Наука. 1976. С.71-74.
6. Арутюнян Р.А., Чижик А.А. Ползучесть и разрушение стареющих сплавов. // Проблемы прочности. 1985. № 6. С. 11-14.
7. Гумбель Э. Статистика экстремальных значений. М.: Мир. 1965. 450 с.
8. Чижик А.А. Исследование характеристик жаропрочности стали 20Х12ВНМФ при испытаниях большой продолжительности. // Прогнозирование прочности материалов и конструктивных элементов машин большого ресурса. Киев: Наукова думка. 1977. С. 22-30.

ФИЗИКО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ВЯЗКОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ В ПРОЦЕССАХ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ

Грешнов В. М.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
omd@mail.rb.ru

Задачей теории обработки металлов давлением (ОМД), как прикладной теоретической дисциплины, является расчет напряженно-деформированного состояния и деформационной поврежденности (с прогнозом макроразрушения) заготовки в технологических операциях и процессах ОМД. Расчетный аппарат построен на основе феноменологических теорий пластичности и деформируемости (вязкого разрушения при развитых пластических деформациях).

Все более очевидным становится факт отставания теории от запросов практики (современной технологии ОМД).

В рамках механики пластической деформации и разрушения остаются нерешенными: при холодной деформации проблема сложного нагружения, при теплой и горячей деформации – проблемы вязкопластичности и эволюции микротрещин.

Два подхода к решению отмеченных проблем: пересмотр основ теории пластичности и деформируемости с учетом достижений физики прочности и пластичности; синтез идей, методов и основных положений механики и физики пластической деформации и разрушения в единую дисциплину – физико-математическую теорию пластичности и деформируемости.

Первое направление развивается с 40-х годов прошлого века (пионерские работы Н. К. Снитко, Батдорфа и Будянского). Обобщение и развитие направления дано Лихачевым В. А. и Малининым В. Г. в монографии «Структурно-аналитическая теория прочности» (СПб.: Наука, 1993 г).

Теория скольжения не нашла еще применения при решении инженерных задач ОМД.

Второе направление развивается автором с 1995 г. (В. М. Грешнов «О перспективах применения физической теории пластической деформации в расчетных методах теории пластичности». В сб. «Проблемы пластичности в технологии». Орел: ОрелГТУ)

Основываясь на кинетическом учении о разрушении твердых тел академика С. Н. Журкова и, теперь уже общепринятого, представления о пластической деформации и разрушении как едином многостадийном, кинетическом и вероятностном процессе, а также на результатах экспериментальных работ В. И. Бетехтина с соавторами, сформулирована приближенная (для получения инженерного решения) система кинетических уравнений взаимного превращения дислокаций и субмикротрещин, включающая уравнения связи макроскопических параметров деформации и разрушения с характеристиками структуры металлов.

Решением системы являются оператор сопротивления металлов пластической деформации и уравнение накопления деформационной поврежденности, мерой которой является скалярная плотность микротрещин.

ПРОЯВЛЕНИЕ СТАТИСТИКИ АТОМНЫХ КОЛЕБАНИЙ В РАЗРУШЕНИИ

Кулик В. Б., Веттегрень В. И.

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

Известно, что для полимеров и горных пород характеристическая температура ϑ , выше которой статистика атомных колебаний изменяется от квантовой до классической превышает 1000 К. Поэтому уравнение Журкова, связывающее прочность σ с температурой T и долговечностью τ , необходимо модифицировать с учетом квантовой статистики путем введения квантовой функции F_q :

$$\sigma = \frac{U_0}{\gamma} - \frac{kF_q}{\gamma} \ln \frac{\tau}{\tau_0}, \quad (1)$$

где $\tau_0 = (10^{-12} - 10^{-14})$ с; U_0 – энергия разрыва межатомных связей; γ – активационный объем разрушения; k – постоянная Больцмана. Вид квантовой функции является индивидуальным для каждого материала. Для полимеров и кристаллов она может быть определена из температурной зависимости смещения частот $\Delta\nu(T)$ полос в ИК- или рамановских спектрах:

$$F_q = \frac{\Delta\nu(T)}{(d\nu/dT)}.$$

Для примера на рис. 1 представлена температурная зависимость прочности полиэтилена. Видно, что она испытывает изломы при температурах T_t и T_b , которые вызваны температурной зависимостью F_q . Это видно из рис. 2, на котором точки ложатся на прямую линию, из наклона которой возможно определить параметры U_0 и γ . Такие же результаты были получены для 30 других полимеров.

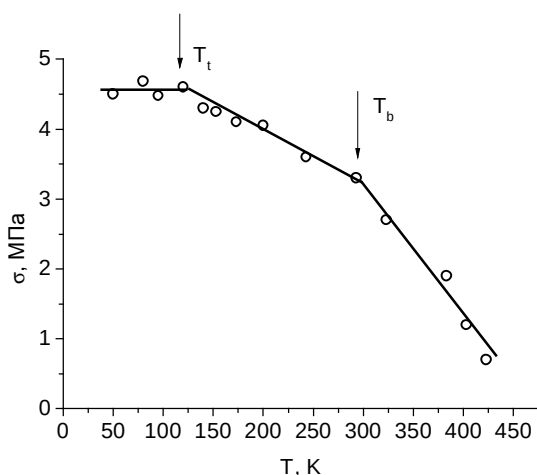


Рис. 1. Температурная зависимость прочности полиэтилена.

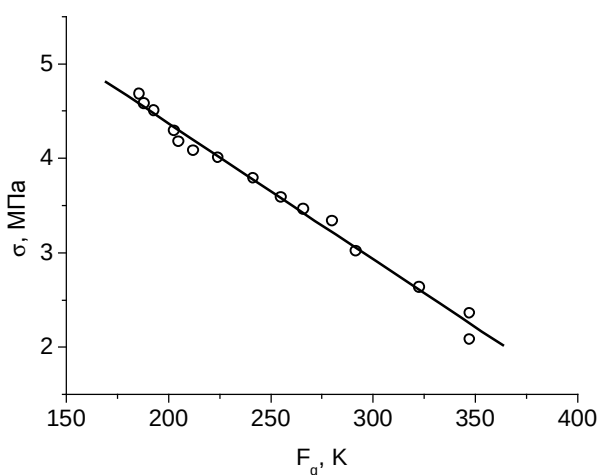


Рис. 2. Зависимость прочности полиэтилена от F_q .

Таким образом, "аномалии" температурной зависимости полимеров и горных пород в широком диапазоне температур обусловлены изменением статистики атомных колебаний.

ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НЕКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Мильман Ю. В.

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина
milman@materials.kiev.ua

Нанокристаллические (НК) и некристаллические (аморфные и квазикристаллические) материалы находят в последние годы широкое применение, и особенности их механического поведения являются предметом интенсивного исследования.

Особенности механизма деформации НК материалов связаны с практическим отсутствием дислокаций в теле зерен (которые выходят на границы за счет сил изображения) и реализацией деформации, главным образом, по границам нанозерен. При этом объемная доля зернограницных прослоек может достигать 50 %. Границы зерен находятся в специфическом неравновесном состоянии, они имеют значительную эффективную ширину около 10 нм, а атомы в границах имеют пониженную температуру Дебая и повышенную энергию. Модуль упругости НК материалов снижен на 10-15 %. Предел текучести σ_s НК возрастает с уменьшением размера зерна d по закону Холла-Петча до значений $d \approx 30-40$ нм, а при дальнейшем снижении d существенно снижается. Пластичность имеет противоположную зависимость от d . Предел текучести НК может в 5-6 раз превышать предел текучести крупнокристаллического материала. Существенными для НК являются ротационные моды деформации с вращением нанозерен.

В аморфных металлических сплавах (АМС), несмотря на отсутствие дальнего порядка в низкотемпературной области негомогенной деформации предполагается дислокационный механизм деформации. Дислокации Соммиери перемещаются за счет эмиссии и поглощения элементов свободного объема. После небольшой стадии деформационного упрочнения наблюдается локализация деформации в узких полосах скольжения, по которым в дальнейшем происходит разрушение с образованием так называемого венного узора. Для термической компоненты σ_s энергия активации и активационный объем примерно совпадают с таковыми для кристаллического материала. АМС имеют высокий предел текучести σ_s и твердость H , но НК при $d < 100$ нм могут иметь более высокие σ_s и H . Пластичность АМС обычно не превышает 2 %.

В квазикристаллических материалах (КК) дислокации имеют фазонную компоненту вектора Бюргерса, в результате чего с дислокацией связан фазонный дефект (ФД), приводящий к нарушению укладки атомов в квазикристаллической структуре. Наличие ФД приводит к тому, что на кривой деформации за стадией упрочнения следует стадия интенсивного разупрочнения вследствие локального снижения потенциальных барьеров Пайерлса. Отжиг совершенствует КК структуру и повышает σ_s и H . Пластическая деформация и образование ФД могут приводить к фазовому переходу в более пластичную кристаллическую аппроксимантную фазу.

КК с наноразмерным зерном (НКК) представляют собой особый класс материалов, поскольку энергия дислокации, связанная с ФД, пропорциональна d (а не $\ln d$, как упругая энергия дислокации). Поэтому в НКК дислокации с фазонными дефектами более легко выходят на границы кристаллитов, что повышает их пластичность. Композиционные материалы на основе НК, АМС и КК представляют значительный практический интерес. Так, НК матрица алюминия может быть эффективно упрочнена дисперсными частицами НКК. При этом высокая пластичность композита сохраняется при наличии 30 % объемных НКК частиц. Матрица АМС может быть упрочнена НК частицами.

ПРЕОДОЛЕНИЕ КУЛОНОВСКОГО БАРЬЕРА ВОЛНАМИ ЗАРЯДОВОЙ ПЛОТНОСТИ В СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ 19 В УСЛОВИЯХ ПРИЗМАТИЧЕСКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ 4,2 К

Никифоренко В. Н., Босин М. Е.

Институт измерительной техники «Циклон», Харьков, Украина

bosin@yandex.ru

Рассматривая дислокации как волны зарядовой плотности (ВЗП) [1, 2], колеблющиеся с частотой $\nu_d = ne^2 R_d \rho_0 / m R_0$, настоящими экспериментами установлено, что резонанс ВЗП, являющийся следствием скачкообразного изменения деформирующего напряжения $\Delta\sigma$ и электропотенциала U_d сверхпроводящего сплава 19 ($T_c = 5,4$ К) при 4,2 К, происходит при диссипативных процессах в соответствии с механизмом электронного торможения $B = U_d n m V_e i / \nu_d \alpha G b^2$ [3]. Диссипация тепловой энергии не превышает $8,7 \cdot 10^{-5}$ эВ и отвечает энергии холодных нейтронов $T = 1$ К, в то время как аккумуляция основной энергии при колебательном движении дислокаций в тах соответствует $2,4 \cdot 10^5$ ГэВ, что более чем достаточно для преодоления кулоновского барьера в случае самых тяжелых ядер. Электроны высокой энергии, двигаясь по дислокациям в процессах радиационного торможения, теряют свою энергию преимущественно большими порциями, что и является одной из причин появления U_d . Следует заметить, что при энергии в 1 ГэВ длина волны электрона становится порядка ядерных размеров (1 ферми). Поэтому электроны с энергией в 1 ГэВ и выше являются могучим средством исследования структуры нуклонов внутри дислокационных ядер. В процессе ядерного взаимодействия происходит обмен нуклонов с определенным радиусом действия. Наибольший радиус действия r_0 имеют силы, обусловленные обменом π -мезонами ($r_0 = 1,41 \cdot 10^{-15}$ м). Вероятно, и эти процессы могут быть инициируемы в дислокационных ядрах. Не вызывает сомнения, что опыты с быстрыми электронами, локализованными на дислокациях, могут стать основным источником сведений о структуре нуклонов и элементарных частиц. Кроме того, они позволяют установить, насколько справедливы законы электродинамики на расстояниях в сотые и тысячные доли ферми.

Практическое значение обнаруженного явления лежит в основе управления холодным ядерным синтезом в твердом теле и связано с электрон-нуклонным взаимодействием.

1. Никифоренко В.Н. ИФЖ, Т. 70, № 4, С. 23-26 (1997).
2. Никифоренко В.Н., Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф. В сб. трудов XLIII Международной конференции «Актуальные проблемы прочности» 27.09 – 01.10, Витебск, С. 39 (2004).
3. Никифоренко В.Н., Лаврентьев Ф.Ф. ДАН РАН, Т. 373, № 2, С. 178-180 (2000).

ТРАНСФОРМАЦИЯ СВЕРХВЫСОКИХ ЭНЕРГИЙ ПРИ КРИОГЕННОЙ ЭЛЕКТРОТОКОВОЙ ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

Никифоренко В. Н., Босин М. Е.

Институт измерительной техники «Циклон», Харьков, Украина

bosin@yandex.ru

Согласно теоретическим моделям, исходящим из представлений о единой природе сильного, слабого и электромагнитного взаимодействий, это объединение достижимо при энергиях $E \sim 10^{11} - 10^{13}$ ТэВ, или $E \sim 10^3 - 10^5$ ТэВ для моделей раннего периода.

В соответствии с криотехнологией обработки материалов импульсами электротока [1-3] удастся трансформировать энергию в $\sim 10^{10}$ ТэВ [2], что значительно превышает уровень энергии, реализуемый в космических лучах и недостижимый в ускорителях элементарных частиц. При этом происходит существенная структурная перестройка, завершающаяся аморфизацией твердого тела.

Обнаруженное явление может иметь широкое практическое применение, основанное на возможном управлении электрическим полем, локализованным на дислокациях [4] и способным ускорять электроны и ионы, вызывая автоэмиссию. Эти ускоренные электроны обуславливают тормозное и характеристическое излучение. Следовательно, дислокации в скоплении представляют своеобразные «микроскопические ускорители», которые, располагаясь друг от друга на расстоянии в несколько микрометров, могут обеспечить ускорение ионов до энергий, вполне достаточных, чтобы вызвать слияние ядер, например, дейтерия, и проконтролировать процесс протекания ядерной реакции.

Конечные размеры для тяжелых ядер начинают сказываться при энергиях электронов порядка 10-15 МэВ. Поэтому прощупывать ядро можно, если длина волны электрона меньше размеров ядра, что и имеет место в наших экспериментах.

При больших энергиях взаимодействия даже стабильные в обычных условиях элементарные частицы способны к превращениям. Так, сообщая нуклону энергию, превышающую 280 МэВ, можно вызвать его превращение в нуклон-пионную пару и повторить этот процесс произвольное количество раз. При $E > 1$ ГэВ возможно извлечение из нуклонов пары мезонов-каонов, при еще больших энергиях – нуклонно-нуклонные и для $E \sim 300$ ГэВ – лептонные взаимодействия.

Отмечается, что, поскольку обработка твердого тела электротоком в криогенной среде происходит со значительным свечением, то, возможно, аморфизация материала [2] сопровождается прохождением быстрых электронов и фотонов, что порождает явления, получившие в литературе название фотонно-электронных ливней, затрагивающих ядерную компоненту, т. е. являющихся смешанными-ядерно-электронно-фотонными. При этом необходимо учитывать также роль электро-термического воздействия (ЭТВ), приводящего в целом ряде случаев (Be, Fe, X18H10T и др.) к плавлению обрабатываемого материала или искажению его первоначальной формы (ВТ 1-0, Zr, Cu и т.д.). Исключение составляют некоторые алюминиевые сплавы и, в частности, сплав АБМ-1 [2], образцы которого сохраняют первоначальную форму в процессе длительного ЭТВ. Это обстоятельство связано с упрочняющим действием аморфизированного окисного слоя Al_2O_3 , образующегося при ЭТВ.

1. В.Н. Никифоренко, И.С. Брауде, О.П. Салита, В.Л. Хоменко. ИФЖ, Т. 66, № 2, С. 93-96 (1994).
2. В.Н. Никифоренко, Ф.Ф. Лаврентьев, И.С. Брауде, О.П. Салита. Проблемы прочности, № 2, С. 90-92 (1996)
3. В.Н. Никифоренко, Ф.Ф. Лаврентьев, И.С. Брауде, О.П. Салита. ДАН РАН, Т. 349, № 4, С. 472-474 (1996).
4. В.Н. Никифоренко, Ф.Ф. Лаврентьев. ДАН РАН, Т. 373, № 2, С. 178-180, (2000).

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДЕВИТРИФИКАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Глезер А. М., Алдохин Д. В.

ГНЦ ЦНИИЧермет им. И. П. Бардина, Москва, Россия

imph@imph.msk.ru

Известно, что аморфные сплавы типа металл-металлоид претерпевают существенные изменения механических свойств (резкие скачки прочности, вязко-хрупкий переход) при переходе из аморфного состояния в кристаллическое. В данной работе систематически проанализировано влияние различных стадий кристаллизации в аморфных сплавах на основе железа (Fe–Ni–B, Fe–Cr–B, Fe–Si–B), полученных методом спиннингования, на морфологию кристаллических фаз, механизмы пластического течения и склонность к хрупкому разрушению. Показано, что кристаллизация, реализующаяся при резком охлаждении, кардинальным образом отличается от кристаллизации, протекающей при контролируемом отжиге аморфного состояния. Это связано, в частности, с природой и структурными параметрами фаз, формирующихся при кристаллизации, характером межфазных границ и условиями деформирования. Как следствие этого, механические свойства «закаленных» и «отожженных» аморфно-кристаллических сплавов также резко отличаются. В работе детально проанализированы и предложены новые механизмы развития полос сдвига в аморфной матрице, содержащей частицы нанокристаллической фазы. Показано, что вязко-хрупкий переход, присущий всем без исключения аморфным сплавам типа металл-металлоид, можно «скорректировать» на стадии нанокристаллизации.

ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$

Киреева И. В., Чумляков Ю. И., Кукса М. П., Караман И.¹⁾

Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия,

kireeva@sptu.tsu.ru

¹⁾ Техасский университет, Коледж-Стейшен, США

На ферромагнитных монокристаллах $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$, проявляющих магнитный эффект памяти формы (ЭПФ) при B2-L1₀ мартенситном превращении (МП), исследована зависимость механического $\Delta\sigma$ гистерезиса, ЭПФ и сверхэластичности (СЭ) от ориентации оси кристалла при сжатии в интервале $T = 77 - 400$ К.

Экспериментально установлено, что монокристаллы $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ характеризуются узким температурным гистерезисом $\Delta T = 25$ К ($M_s = 238$ К – температура начала прямого МП при охлаждении, а $A_f = 263$ К – температура конца обратного МП при нагреве).

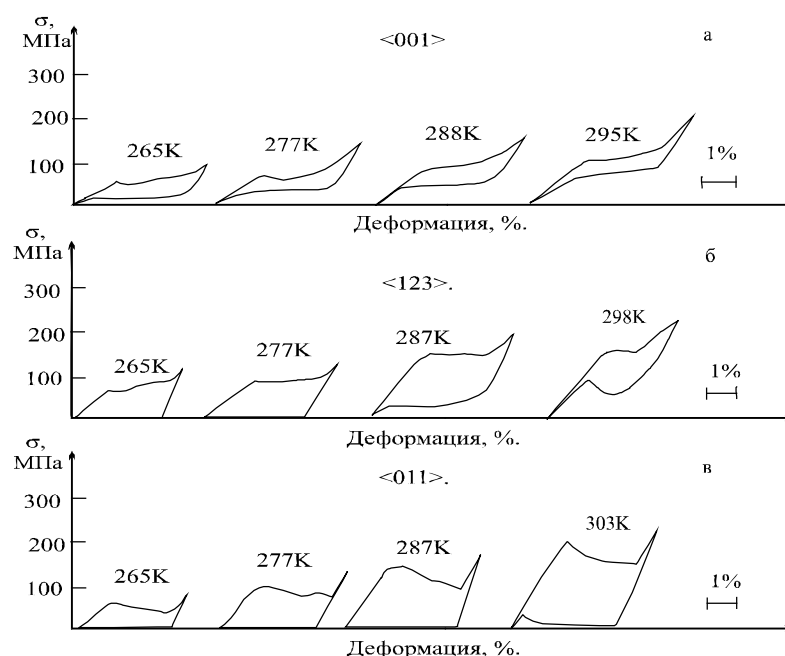


Рис. Сверхэластичность в монокристаллах $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ при сжатии. $A_f = 263 \text{ K}$

Монокристаллы $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ при сжатии проявляют ЭПФ и СЭ, которые зависят от ориентации оси сжатия. Максимальные значения ЭПФ наблюдаются в $[001]$ -кристаллах – $\epsilon_0[001] = 6.7\%$. В $[\bar{1}11]$ кристаллах ЭПФ равен нулю, а в $[\bar{1}23]$ – $\epsilon_0[\bar{1}23] = 5.4\%$, в $[011]$ – $\epsilon_0[011] = 5.0\%$.

СЭ обнаружена во всех ориентациях, кроме $[\bar{1}11]$, в широком температурном интервале (см. рис.). Большой интервал наблюдения СЭ $\Delta T = 150 \text{ K}$ свидетельствует о том, что локальное пластическое течение не происходит при МП под нагрузкой. В результате СЭ наблюдается при $T = 393 \text{ K}$. Величина механического гистерезиса $\Delta\sigma$ зависит от ориентации оси кристалла и температуры испытания T . Так, в $[001]$ - кристаллах при T вблизи A_f $\Delta\sigma = 25 \text{ МПа}$ и слабо зависит от T испытания. В $[\bar{1}23]$ -кристаллах при $T = A_f$ СЭ не обнаружена. Первая совершенная петля СЭ в $[\bar{1}23]$ - кристаллах появляется при $T = A_f + 20 \text{ K}$, а $\Delta\sigma = 45 \text{ МПа}$ с ростом температуры увеличивается почти в 6 раз при изменении T от 283 K до 393 K . В $[011]$ -кристаллах СЭ имеет место при $T = A_f + 35 \text{ K}$, и величина механического гистерезиса максимальная $\Delta\sigma = 70 \text{ МПа}$, которая с ростом T уменьшается (см. рис.).

Итак, впервые на монокристаллах $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ при сжатии показано, что условия для появления СЭ определяются не только температурой A_f , но и величиной механического гистерезиса $\Delta\sigma$.

Монокристаллы $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$ выращены методом Бриджмена. Представленные экспериментальные данные получены на монокристаллах после роста без дополнительных термических обработок.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта CRDF –RE1-2525-TO-03 и гранта 16-04-02 Фонда грантовой поддержки фундаментальных исследований в области физики металлов и металловедения ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр», ФниО «Интелс».

УГЛЕРОД, АЗОТ И ВОДОРОД В ТВЁРДЫХ РАСТВОРАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА: ПОДОБИЕ И РАЗЛИЧИЕ ВО ВЛИЯНИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА

Гаврилюк В. Г.

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

Целью настоящего обзора является анализ корреляции между изменением межатомного взаимодействия, вызванным растворением вышеназванных элементов в железе и его сплавах, и свойствами. Рассмотрены электронная структура и термодинамическая стабильность твёрдых растворов, образуемые фазы, взаимодействие с дефектами кристаллического строения, механизмы пластической деформации, упрочнения и разрушения.

Расчётом электронной структуры из первых принципов и экспериментальным исследованием методом электронного спинового резонанса установлено, что углерод в железе способствует локализации электронов на атомных узлах, в то время как азот и водород повышают концентрацию свободных электронов на уровне Ферми. Пространственное распределение свободных электронов неоднородно: их концентрация повышена в междоузлиях, занятых атомами азота и водорода.

Установлена корреляция между электронной структурой и распределением атомов в твёрдых растворах: преобладание ковалентных межатомных связей способствует близне-му расслоению твёрдых растворов на основе системы Fe-C, металлический характер связи в Fe-N твёрдых растворах коррелирует с ближним атомным упорядочением. В твёрдых растворах водорода в гцк сплавах железа обнаружены комплексы одиночных атомов водорода с атомами легирующих элементов и не наблюдаются пары Н-Н, что свидетельствует об отсутствии ближнего расслоения.

Ближний атомный порядок стабилизирует твёрдые растворы на основе системы Fe-N по отношению к фазовым переходам и реакциям выделения в противоположность повышенной сенсibilизации и пониженной фазовой стабильности твёрдых растворов системы Fe-C. Водород вызывает ГЦК→ГПУ переход в твёрдых растворах железа.

Характер взаимодействия атомов внедрения с дислокациями зависит от температуры и скорости деформации. Неподвижные примесные атомы блокируют движущиеся дислокации, причём блокирование атомами азота сильнее, чем атомами углерода. Энтальпия связи атомов водорода с дислокациями на порядок меньше. Если атмосферы атомов внедрения сопровождают дислокации, азот и водород повышают их подвижность, снижая линейное натяжение Γ , а углерод тормозит движение дислокаций, повышая Γ .

Основываясь на результатах исследования электронной структуры, представлен анализ влияния атомов внедрения на вязкость разрушения, прочность при низких и повышенных температурах, упрочнение границами зёрен, локализацию пластической деформации и разрушение. Дано физическое обоснование конструирования высокопрочных коррозионностойких сталей на основе системы Fe-N. Предложен физический механизм водородного охрупчивания аустенитных сталей.

О РАЗРУШЕНИИ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ ПРИ ЗАКАЛКЕ

Чертов В. М.

Филиал ДонИФЦ, Москва, Россия,
chertovv@mail.ru

Сталь различных типов и марок до сих пор остается одним из широко применяемых конструкционных материалов. Из стали изготавливаются части машин, приборов и различных сооружений. В процессе эксплуатации изделия должны выдерживать весьма высокие нагрузки. В сочетании с внутренними остаточными напряжениями это может привести к разрушению изделий. Для приобретения стальными изделиями необходимых функциональных свойств, прежде всего, прочности и пластичности, производится соответствующая тепловая обработка. В процессе тепловой обработки возникают временные и остаточные, термические и структурные напряжения. Изделия из легированной конструкционной стали никак не минуют напряженного состояния в процессе закалки – неизбежного элемента улучшения. Внутренние напряжения могут достигать величины, превышающей предельный уровень прочности в момент обработки и после него. В таких случаях разрушение изделий имеет характер трещин, возникающих при объемной, местной, непрерывной, горячей или изотермической закалке. Трещины образуются на поверхности, на кромках, в отверстиях и пазах или во внутренних слоях. Повышенные остаточные напряжения могут также вызвать образование трещин на изделиях из высокопрочной, например, пружинной стали, подвергнутых (электро)химической обработке – травлению или нанесению металлических покрытий. Это является следствием водородного охрупчивания, напрямую связанного со структурой и с уровнем остаточных напряжений, полученных в результате термической обработки. Ленинградским ученым А. Л. Немчинским в свое время была разработана классификация трещин и предложена система мер по предотвращению их образования, распространявшаяся, главным образом, на стальные изделия относительно небольшого сечения. В конечном счете задача сводилась к получению на поверхности изделий сжимающих остаточных напряжений. Современное машиностроение и строительство сооружений имеет дело с крупногабаритными стальными изделиями, в том числе обработанными на весьма высокий уровень прочности или приобретающих высокую прочность в процессе улучшения. Это неизбежно связано с появлением значительных и неравномерно распределенных остаточных напряжений.

В целях предотвращения появления трещин при закалке различных, в том числе, крупногабаритных и толстостенных, литых, горячештампованных и катаных изделий из легированной конструкционной и пружинной стали нами проверено влияние таких приемов, как подстуживание перед быстрым охлаждением, прерванная закалка (закалка с самоотпуском), изотермическая и низкая изотермическая закалка. Температурно - временные параметры процесса зависят в каждом конкретном случае от характера C - образной кривой превращения аустенита и от сечения изделий. Образующаяся при закалке структура, мартенсит или нижний бейнит, отличается уровнем остаточных напряжений. При правильном проведении приемов уровень остаточных напряжений вполне возможно понизить в два и более раз по сравнению с обычной объемной закалкой. Кроме исключения образования трещин, при этом выполнялось обязательное условие – обеспечение высокой прочности и пластичности материала изделий. При обычной изотермической и низкой изотермической закалке это достигается проведением дополнительного отпуска.

АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНОГО СОДЕРЖАНИЯ Si В СПЛАВАХ Fe-Si НА ТЕМПЕРАТУРУ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА

Алешин Д. Н., Глезер А. М.¹⁾, Коновалов С. В., Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru

¹⁾ ГНЦ ЦНИИЧермет им. И. П. Бардина, Москва, Россия

Целью данной работы являлось исследование структуры и механических свойств железокремнистых твердых растворов в области концентраций, соответствующих резкому снижению их пластичности, и окончательное выявление структурных факторов, обуславливающих низкую пластичность сплавов, содержащих свыше 9 ат. % кремния. В качестве основного параметра механических свойств была рассмотрена температура вязко-хрупкого перехода.

Исследования были проведены на сплавах, содержащих 6, 13 и 15 ат.% Si. Поликристаллические сплавы различного состава выплавлялись в вакуумной печи с остаточным давлением не более 10^{-3} тор. Выплавленные слитки отжигались в водороде при температуре 1000°C в течение 10 час. (чистое железо – при 850°C) и проковывались в прутки диаметром 8 мм, из которых с помощью механической обработки приготавливались образцы для механических испытаний. Далее образцы термически обрабатывались таким образом, чтобы искусственно создать оптимальный размер зерна и различную степень дальнего порядка по типу $D0_3$, а также различное содержание примесей внедрения C+N.

Выполнено измерение температурного порога хладноломкости $T_{кр}$ для поликристаллов Fe-Si различного состава, в которых создавалась различная степень дальнего порядка по типу $D0_3$ и различное содержание примесей внедрения C+N. За точное значение $T_{кр}$ принималась середина температурного интервала резкого изменения значения W . Наряду с обычным для ОЦК-материалов серийной кривой изменения энергии разрушения с температурой в сплаве с 6 ат.% Si с ближним порядком наблюдалась необычная зависимость – необычный максимум в области -120°C . Электронно-микроскопические исследования показали, что в области аномалии активно протекают процессы двойникования, распространяющиеся по всему объему рабочей части испытанных образцов. Следовательно, обнаруженную аномалию можно связать с повышенной склонностью к механическому двойникованию в условиях достаточно полного протекания релаксационных процессов, что обуславливало образование областей локального скольжения в приграничных объемах.

Показано, что увеличение содержания (C+N) от 10^{-4} до 10^{-2} мас.% не ведет к значительному возрастанию $T_{кр}^0$ для всех изученных сплавов. Незначителен также прирост $T_{кр}$ при переходе от чистого железа к сплаву Fe–6 ат.% Si, содержащему то же количество примесей. Характерным является постепенное увеличение s_T по мере возрастания концентрации кремния в твердом растворе.

Выполнена оценка относительного вклада атомного упорядочения, примесей внедрения (C+N) и твердорастворного эффекта в возрастание величины $T_{кр}$ в сплаве с 15 ат.% Si по сравнению с чистым железом. Установлено, что основной вклад (около 60%) в охрупчивание сплава Fe-15 ат.% Si вносят твердорастворные эффекты. Существенный, но менее значительный вклад (около 35 %) – атомный дальний порядок, а примеси внедрения в пределах (10^{-4} – 10^{-2}) мас.% C+N – незначительный вклад (около 5%).

КИНЕТИКА НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ СПОСОБОМ

Каратеев В. К., Мартусевич Е. В., Будовских Е. А. Громов В. Е.

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

Явление электрического взрыва проводников находит практическое применение, в частности, для обработки поверхности материалов. При коаксиально-торцевой системе токоподводящих электродов взрываеваемый проводник зажимается между внутренним электродом в виде цилиндрического стрежня и внешним в виде кольца. В этом случае из продуктов взрыва формируется сверхзвуковая гетерогенная плазменная струя, при взаимодействии которой с поверхностью образуется ударно-сжатый слой с высокими значениями температуры и давления. Вследствие этого интенсивность теплового воздействия на облучаемую поверхность становится достаточной для ее плавления. При такой обработке в результате перемешивания расплава с компонентами пучка образуется либо плакированный слой, когда его основу составляет материал взрываемого проводника, либо легированный, когда концентрация элементов, вносимых в слой из пучка, не достигает пятидесяти процентов.

При увеличении энергии, вкладываемой от емкостного накопителя в разряд, содержание частиц конденсированной фазы в струе продуктов взрыва уменьшается, а плазменной – растет. При этом растет и термосиловое воздействие на поверхность. На этом основании можно ожидать, что вклад в степень легирования конденсированной составляющей пучка при увеличении энергии накопителя будет уменьшаться. В то же время, увеличение степени ионизации плазмы в ударно-сжатом слое может приводить к значительному увеличению ее адсорбции. Это должно вызывать увеличение степени легирования расплава плазменной составляющей продуктов взрыва.

В связи с этим представляет интерес выявить влияние режима обработки на степень легирования плазменной составляющей пучка слоя расплава, образующегося на поверхности при данном режиме. Это и явилось задачей данной работы.

Разделить вклады в легирование расплава каждого из компонентов пучка продуктов взрыва металлических фольг практически невозможно. Вместе с тем, эти вклады можно разделить при электровзрыве углеграфитовых волокон. Это связано с тем, что, во-первых, конденсированные частицы продуктов разрушения волокон в пучке находятся в твердом состоянии, а, во-вторых, при обработке таких металлов как медь, никель и других, частицы волокон из-за их низкой смачиваемости расплавами в жидкий слой не проникают, а образуют на поверхности сплошное покрытие. При обработке железа проникновение в расплав частиц волокон происходит только при достаточно интенсивных режимах воздействия на поверхность. Но даже в том случае, когда частицы проникают в слой, за малое время обработки они не успевают раствориться в нем.

В данной работе на основе количественных данных о содержании углерода в поверхностных слоях железа и никеля после электровзрывной обработки в различных режимах дано модельное описание кинетики их науглероживания. Соответствующее уравнение включает в себя параметры обработки и теплофизические свойства обрабатываемого металла. Определена энергия активации процесса науглероживания. Показано, что лимитирующей стадией электровзрывного легирования является адсорбция углерода на границе раздела плазма-расплав.

РОЛЬ ПРЕРЫВИСТОЙ ЗАКАЛКИ В РЕГУЛИРОВАНИИ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ

Юрьев А. Б., Иванов Ю. Ф., Козлов Э. В., Морозов М. М., Громов В. Е.

Новокузнецк, Томск, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru

Выяснение физических механизмов формирования и эволюции структурно-фазовых состояний в сталях является одной из важных задач современной физики конденсированного состояния, поскольку лежит в основе разработки и создания эффективных способов повышения служебных характеристик сталей. В настоящее время при производстве стержневой арматуры все шире применяются технологии термического упрочнения, связанные с принудительным охлаждением раскатов в линии прокатного стана. Экспериментальные исследования структур и фазового состояния, формирующихся в сечении стержней в результате прерывистой закалки, очень важны для понимания механизмов и уточнения температурно-временных интервалов превращения аустенита и позволяют целенаправленно изменять структуру и механические характеристики арматуры.

В качестве материала исследования была использована термоупрочненная арматурная сталь 18Г2С серповидного профиля (ТУ 14-1-5254-94) диаметром 40 мм, изготовленная ОАО «ЗСМК». Исследования структуры и фазового состава стали 18Г2С показали, что, по мере удаления от поверхности охлаждения вглубь образца, состояние материала изменяется закономерным образом. В центре прутка в результате прерванной закалки формируется структура, состоящая из зерен феррита и перлита пластинчатой морфологии. По мере удаления от центра прутка пластинчатый перлит замещается «псевдоперлитом». Формируется данная структура из участков аустенита с содержанием углерода менее 0,8 вес.%. Такой эвтектоид с повышенным против равновесной концентрации эвтектоидной точки содержанием феррита и известен как «квазиэвтектоид» («псевдоперлит»). Одновременно с этим, по мере удаления от центра прутка, увеличивается объемная доля зерен α -фазы, сформировавшихся в результате динамической рекристаллизации стали.

В слое, расположенном на расстоянии 6-4,5 мм от поверхности охлаждения в прутке большого диаметра (40 мм), формируется структура, кардинальным образом отличающаяся от рассмотренных выше. Она представлена зернами феррита, имеющими различного типа дислокационную субструктуру - от сетчатой до субзеренной. Карбидная фаза данного слоя представлена частицами глобулярной и пластинчатой (игольчатой) морфологии, расположенными как в объеме зерен и субзерен, так и на внутрифазных границах. При этом, по мере приближения к поверхности охлаждения, субзеренное строение данного слоя становится более выраженным.

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

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРЫ

Юрьев А. Б., Морозов М. М., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е.,
Козлов Э. В., Пискаленко В. В.

Новокузнецк, Томск, Россия, gromov@physics.sibsiu.ru

На Западно-Сибирском металлургическом комбинате промышленное освоение технологии термомеханического упрочнения на класс А400С и А500С арматуры диаметром 10-25 мм позволило заменить стали 25Г2С и 35ГС на сталь СтЗпс, что привело к значительной экономии ресурсов. В результате быстрого охлаждения потоком воды в первой секции и последующего отогрева в арматурном прутке формируется приповерхностный и, очевидно, первый переходный слой.

Приповерхностный слой сформировался в результате полиморфного $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения по сдвиговому механизму. Последующий отогрев образца привел к отпуску мартенситной структуры. В первом переходном слое структура формируется и сдвиговым, и диффузионным механизмами $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения с последующим отпуском в результате воздействия тепла, что приводит к сложному структурно-фазовому состоянию, включающему бейнитную и феррито-цементитную составляющие. Независимо от расстояния до центра прутка и диаметра арматуры (12 или 25 мм), поверхность разрушения имеет ямочное строение, указывая на вязкий характер разрушения. При этом в приповерхностном слое глубина ямок разрушения несколько меньше, чем в центральной зоне образца. Последнее свидетельствует о более пластичном состоянии центральной зоны стержня по отношению к приповерхностному слою, что, очевидно, связано с различием в структурно-фазовом состоянии данных объемов материала. На внутренней поверхности ямок часто наблюдается определенный узор, образованный следами скольжения, наиболее ярко проявляющийся в условиях множественного скольжения материала в процессе разрушения. Как правило, данный узор наиболее ярко выявляется при анализе поверхности разрушения объемов прутка, имеющих относительно низкие значения микротвердости, т. е. в первом переходном слое и в центральной зоне прутка. На «дне» ямок разрушения обнаруживаются включения, которые привели к их образованию. В прутке диаметра 12 мм в приповерхностном слое материала минимальные размеры ямок составляют $\sim 0,8$ мкм, в основном объеме прутка $\sim 2,5$ мкм.

Структура приповерхностного слоя, независимо от диаметра арматурного стержня, формируется в результате сдвигового (мартенситного) механизма $\gamma \Rightarrow \alpha$ превращения при быстром охлаждении потоком воды. Образующийся мартенсит по морфологическому признаку относится к пакетному. В отдельных случаях обнаруживаются кристаллы пластинчатого высокотемпературного мартенсита, средние поперечные размеры которых в несколько (4-5) раз больше средних поперечных размеров кристаллов пакетного мартенсита. Мартенситная структура находится в состоянии отпуска. Структура центральной зоны арматуры обоих диаметров сформирована зернами феррита, свободными от частиц цементита либо содержащими данные частицы различной морфологии и размеров на границах и в объеме; колониями пластинчатого перлита. В арматуре диаметра 25 мм еще одной структурной составляющей центральной зоны прутка являются пластины видманштеттова феррита. При этом приосевая часть прутка (стержень диаметром 1-1,5 мм, располагающийся вдоль оси арматуры) сформирована зернами феррита, содержащими или не содержащими частицы цементита, и перлита. По мере удаления от оси прутка (в пределах центральной зоны) снижаются объемная доля зерен структурно свободного феррита и зерен пластинчатого перлита, увеличивается содержание зерен «псевдоперлита», появляются пластины видманштеттова феррита.

УПРАВЛЕНИЕ ЭВОЛЮЦИЕЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ТОКОВЫМИ ИМПУЛЬСАМИ ПРИ УСТАЛОСТИ

Иванов Ю. Ф., Ивахин М. П., Громова А. В., Сучкова Е. Ю., Козлов Э. В.

Новокузнецк, Томск, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru

Применение современных структурных методов исследования (электронной дифракционной микроскопии тонких фольг и реплик, растровой электронной микроскопии изломов) позволило сделать определенные шаги в понимании природы усталостного разрушения металлов и сплавов, однако многоплановость, многофакторность данного явления не позволяет к настоящему времени говорить о построении некоей общей теории усталостного разрушения металлических материалов. В настоящей работе установлена физическая природа эволюции дислокационных субструктур в предварительно закаленной стали 60ГС2 и частичного восстановления ресурса ее работоспособности в условиях стимуляции импульсным электрическим током. Установлено, что в процессе закалки в стали образуется мартенситная структура пакетной и пластинчатой морфологии.

Скалярная плотность дислокаций после закалки 10^{11}см^{-2} , а после отпуска $3,8 \cdot 10^{11}\text{см}^{-2}$. Усталостное разрушение стали наступает после 146000 циклов нагружения. Основным откликом материала зоны долома усталостно разрушенного образца следует признать дальнейшую эволюцию дислокационной субструктуры кристаллов мартенсита и частиц карбидной фазы, расположенных в объеме материала и на внутрифазных границах. Вблизи поверхности разрушения величина скалярной плотности дислокаций, амплитуда кривизны кручения кристаллической решетки и азимутальная составляющая полного угла разориентации элементов субструктуры несколько выше, чем в исходном состоянии и по мере удаления снижаются, выходя на насыщение. С увеличением количества циклов нагружения величина скалярной плотности дислокаций изменяется немонокотонным образом – снижается на промежуточной стадии нагружения и вновь возрастает к моменту разрушения образца; амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки стали монотонно возрастает, а величина азимутальной составляющей полной разориентации субструктуры кристаллов мартенсита практически не изменяется.

Токовое импульсное воздействие при 120000 циклов нагружения привело к увеличению числа циклов до разрушения до 246000. В зоне долома разрушенного материала наблюдается целый спектр субструктур, сформировавшихся в результате преобразования мартенситной структуры. Вблизи поверхности разрушения (на расстоянии $\sim 0,2$ мм от поверхности излома) $\sim 30\%$ объема материала занимают зерна α -фазы с ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой. По границам и в объеме ячеек располагаются частицы карбидной фазы глобулярной либо округлой формы. В $\sim 70\%$ зерен наблюдается структура двух морфологически различных типов: наследовавшая морфологию кристаллов мартенсита и субзеренная структура. По мере удаления от поверхности разрушения объемная доля зерен с данным типом субструктуры увеличивается и на расстоянии 2,3 мм достигает $\sim 100\%$. Средние расстояния между соседними границами, являющиеся аналогами поперечных размеров кристаллов мартенсита закаленной стали, вблизи поверхности разрушения составляют 187 ± 10 нм и плавно уменьшаются по мере удаления вглубь образца, выходя в пределе на поперечные размеры кристаллов мартенсита исходного состояния ($\sim 112 \pm 10$ нм).

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СТАЛИ У7А СИЛЬНОТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Коваленко В. В., Иванов Ю. Ф., Козлов Э. В., Громов В. Е.

*Новокузнецк, Томск, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru*

В последнее время интенсивно развиваются новые методы поверхностной модификации металлических материалов, основанные на применении концентрированных потоков энергии. Возможность изменения в широких пределах плотности энергии, длительности импульса и энергии электронов в сочетании с практически полным поглощением электронов и объемным характером выделения энергии делают импульсные электронные пучки уникальным и высокоэффективным инструментом как для исследований физики формирования неравновесных структурно-фазовых состояний в твердом теле, так и для целенаправленной модификации структуры и свойств металлических материалов с целью улучшения эксплуатационных характеристик изделий.

В настоящей работе изучены закономерности структурно-фазовых превращений в углеродной стали У7А под действием интенсивного электронного пучка. Высокоскоростной нагрев стали У7А сильноточным электронным пучком (СЭП) приводит к плавлению в пятне облучения приповерхностного слоя толщиной 20-30 мкм. Об этом свидетельствуют как сглаженный рельеф поверхности данного участка образца, так и дендритное строение структуры стали в пятне, отчетливо выявляемое на поперечном срезе методами металлографии. Расчеты температурных полей показали, что при данных параметрах СЭП скорость охлаждения расплава составляет $\sim 10^7$ К/с. Электронно-микроскопические дифракционные исследования свидетельствуют о том, что в пятне электронно-лучевого воздействия образуется многофазная структура, основным (~ 65 %) компонентом которой является мартенсит, относящийся, по морфологическому признаку, к пластинчатому низко-температурному мартенситу, характерному для стали, закаленной с печного нагрева.

Высокоскоростная кристаллизация расплава, формирующегося при обработке сильноточным электронным пучком стали У7А, содержащей глобулярные частицы цементита, сопровождается образованием структуры, характеризующейся, во-первых, пониженным (по сравнению со структурой закалки с печного нагрева) коэффициентом анизотропии кристаллов мартенсита и повышенным содержанием существенно неоднородно распределенного остаточного аустенита; во-вторых, наличием в островках остаточного аустенита, расположенных вдоль границ зерен, субзеренной структуры и, в-третьих, частичным сохранением глобул исходного цементита.

В зоне термического влияния формируется градиентная структура, в которой степень полноты и механизмы преобразования субструктуры мартенсита (выделение частиц карбидной фазы, фрагментация кристаллов, формирование субзерен и зерен рекристаллизации, полиморфное $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ превращение) и глобул цементита определяются расстоянием до пятна расплава.

THE ANALYSIS OF GRADIENT STRUCTURE AND PHASE EVOLUTION IN THE ZONE OF FATIGUE CRACK GROWTH OF PERLITE STEEL

Sosnin O. V., Ivanov Yu. F., Gromova A. V., Ivakhin M. P., Kozlov E. V.

Новокузнецк, Томск, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru

The structure and phase transformations in Fe–0.6C–1Mn–2Si steel subjected to multi-cycle fatigue tests are investigated by the methods scanning and transmission electron diffraction microscopy. Analysis of the fracture surface demonstrated that fatigue, accelerated growth, and complete fracture zones of the crack were observed. The width of the zone of fatigue crack growth is equated to the critical crack length (1,07 mm). It is established that in the zone of fatigue crack growth the network dislocation substructure with the scalar dislocation density $\langle \rho \rangle \sim 2.3 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ was observed in ferrite grains. In perlite grains, the dislocation substructure was mainly adjacent to partially destructed cementite plates. Dislocations entangling cementite particles formed the network substructure ($\langle \rho \rangle \sim 3.3 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$). Dislocations inside ferrite interlayers of perlite colonies also formed the network substructure; however, the scalar dislocation density in them was much less: $\langle \rho \rangle \sim 1.5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$.

The initial samples of steel failed by fatigue after $N_2 = 71,000$ cycles of loading. The cellular-network dislocation substructure with the scalar dislocation density $\langle \rho \rangle \sim 2.7 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ was observed inside ferrite grains. In specific cases, misoriented cellular substructure was observed. The azimuth component of the total misorientation angle on the cell boundaries was $\Delta\alpha \sim 3^\circ$.

It should be specially emphasized that second-phase particles were not revealed in the examined volume of the material by the methods of electron diffraction microscopy of thin foils. This indicates complete dissolution of cementite particles and formation of the single-phase material in which carbon is localized in interstices of the bcc lattice and in α -phase defects of the lattice (vacancies and their complexes, dislocations, subboundaries, and boundaries) as well as in micropores and microcracks.

The two-phase structure is formed in the bulk of the material at a distance of ~ 7 mm from the fracture surface. It involves ferrite grains and second-phase particles localized inside grains and on the grain boundaries. The dislocation substructure formed inside ferrite grains belongs to cellular-network one and has the scalar dislocation density $\langle \rho \rangle \sim 3.7 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$. The band substructure is observed in some grains, but its relative content is low. As a rule, the retained second-phase particles Fe_3C or Fe_7C_3 are localized along the grain boundaries (interlayers or globules 40–160 nm thick).

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ВОЛОЧЕНИЕМ

Иванов Ю. Ф., Громова А. В., Чинокалов В. Я., Юрьев А. Б., Пискаленко В. В.

Новокузнецк, Томск, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru

Разработка новых технологических процессов формоизменения материалов и совершенствование уже существующих связана с управлением прочностью твердых тел и пониманием физической природы деформирования. Анализ процесса пластической деформации должен включать в себя эволюцию дислокационной субструктуры. Применительно к метизному производству, эти данные могут являться основанием для проведения промежуточного отжига при больших степенях обжатия.

В настоящей работе методом просвечивающей электронной микроскопии проведен анализ изменения параметров дислокационной субструктуры (ДСС) в проволоке из стали 08Г2С (ГОСТ 2246-70), подвергнутой волочению по технологической карте ОАО «Запсибметкомбината»: 6,5 → 5,85 → 5,25 → 4,8 → 4,4 → 4,0 с суммарным обжатием 62,1 % и скоростью 6 м/с.

Поскольку основу материала составляют зерна феррита, то анализу подвергалась дислокационная субструктура в этой фазе. Основу ферритных зерен исходного состояния составляет субзеренная структура с хаотически распределенными дислокациями, сформированная предшествующей термомеханической обработкой катанки. При деформации волочением формируется несколько типов дислокационных субструктур, сменяющих друг друга и эволюционирующих параллельно при увеличении степени деформации: хаотическая → неоднородно-сетчатая → сетчатая → ячеисто-сетчатая → фрагментированная.

Процесс фрагментации идет неравномерно, и после первых двух обжатий ($\epsilon = 34,8\%$) фрагментирован практически весь феррит. Увеличение степени деформации по переходам 19 → 34,8 → 45,5 → 54,2 → 62,1 % приводит к тому, что размеры фрагментов меняются от 2,5 до 1,5 мкм (продольные) и от 1,4 до 0,3 мкм (поперечные), а скалярная и избыточная плотности дислокаций – от $2,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до 10^{11} см^{-2} и от $1,8 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $7,5 \times 10^{10} \text{ см}^{-2}$, соответственно. В зернах, не имеющих исходной субзеренной структуры, на последних стадиях волочения формируются мощные изгибные экстинкционные контуры сложной формы.

Анализ установленных закономерностей изменения количественных параметров ДСС от степени деформации показывает, что деформация 62 % не является критической при такой схеме волочения. Субмикротрещины начинают активно формироваться при суммарном обжатии 80%, что вызывает необходимость отжига.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ЗОНЫ УСТАЛОСТНОГО РОСТА ТРЕЩИНЫ ПРИ УСТАЛОСТИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Иванов Ю. Ф., Воробьев С. В., Коновалов С. В., Козлов Э. В.,
Коваленко В. В., Молотова К. Е.

*Новокузнецк, Томск, Россия,
gromov@physics.sibsiu.ru*

Методом просвечивающей электронной микроскопии выполнен анализ формирования структурно-фазовых состояний в нержавеющей стали 08X18H10T в зоне усталостного роста трещин при многоциклового усталости. В исходном состоянии до 75% всего объема занимает хаотическая дислокационная субструктура, остальное в равных пропорциях – сетчатая и ячеисто-сетчатая субструктуры. Средняя скалярная плотность дислокаций $1,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. Карбидная фаза представлена карбидами хрома M_{23}C_6 размером 0,1-1 мкм состава $(\text{FeCr})_{23}\text{C}_6$ и TiC со средним размером 62 ± 5 нм. Многоцикловые усталостные испытания сопровождаются повышением скалярной плотности дислокаций до $5,2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ в зоне разрушения, что приводит к увеличению объемной доли материала, занимаемой упорядоченными дислокационными субструктурами по сравнению с хаотическими.

В разрушенной при 170 тысяч циклах нарушения стали в зоне усталостного роста соотношение дислокационных субструктур следующее: хаотическое – 5%, сетчатое – 70%, ячейки и клубки в равных пропорциях составляют остальную часть. В деформированной стали формируются дефекты упаковки и микродвойники, инициируются каналы деформации стали скольжением и двойникованием. В разрушенном материале в теле зерна присутствуют различные ориентации пачек микродвойников, что приводит к существенному увеличению плотности изгибных экстинкционных контуров, являющихся источниками дальнедействующих полей напряжений. Деформационное двойникование приводит к мартенситному $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращению. Усталостное нагружение стали сопровождается частичным растворением карбидов M_{23}C_6 вблизи границ зерен и выделением на границах прослоек карбида состава Cr_3C_2 , а также коагуляцией частиц TiC до размеров 120 ± 7 нм в разрушенном состоянии. При этом наблюдается существенное расширение спектра их размеров. Микротрещины формируются вблизи межфазных границ раздела карбид-матрица и в объеме частиц карбидной фазы наноразмеров. Подобные места являются концентраторами напряжений, приводящими к разрушению всего образца.

Ранее, в наших работах по малоциклового усталости стали 08X18H10T, было показано, что мартенситное $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение является причиной устойчивого разрушения материала, так как микротрещины формируются вдоль границ раздела γ и ϵ фаз.

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ УСТАЛОСТИ

Петрунин В. А., Целлермаер В. Я., Громов В. Е.

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

В работе [1] экспериментально и теоретически рассматривалась электростимулированная малоцикловая и многоцикловая усталость стали. При характерных для экспериментальных условий [1] значениях электрического тока $j \approx 10^2$ МА/м² возрастание ресурса выносливости стали составляет 15-25%. На наш взгляд, при плотностях дислокаций $\rho = 10^{14}$ м⁻² в условиях наших усталостных испытаний [1] повышение пластичности материала (и его долговечности) обусловлено перестройкой ансамбля дислокаций. Характерные дислокационные структуры при таких плотностях дислокаций: сетчатые, ячеистые и фрагментарные. Для того, чтобы теоретически обосновать пластификацию материала (стали) при стимулировании образца током, мы рассмотрим уровень фрагментов дислокационных субструктур [1, 2]. Дело в том, что под действием электрического тока фрагменты измельчаются, что экспериментально отмечалось для волочения [1]. Степень измельчения фрагментов составляет величину порядка 20 – 25% [1]. Представляется разумным связать указанное выше изменение величины долговечности стали (15 – 25%) с физическими процессами на уровне дислокационных фрагментов, которые измельчаются почти на ту же величину. Ранее [1] для усталости нами было показано, что $\Delta N/N = [N(j \neq 0) - N(j = 0)]/N(j \neq 0) = \Delta\sigma/\sigma(j \neq 0)$, где N – предел выносливости, $\sigma(j \neq 0) = \sigma(j = 0) + \Delta\sigma$ – внутренние напряжения в материале (с током и без тока). Расчет, проведенный в [1] для стали (чистое железо), показывает, что $\Delta N/N = \Delta\sigma/\sigma(j \neq 0) = 20,7\%$, что хорошо согласуется с экспериментом.

В свою очередь, степень измельчения фрагментов в материале [1] (или, аналогично, степень роста площади границ фрагментов [2]) может быть напрямую связана со степенью роста внутренних напряжений в стали $\Delta\sigma/\sigma(j \neq 0)$. Примерное совпадение величины относительного уменьшения размера фрагмента $\Delta\xi/\xi(j \neq 0) \approx 20\%$ со степенью роста внутренних напряжений позволяет утверждать, что физика явления имеет прямое отношение к уровню фрагментов дислокационных субструктур. Заметим, что расчет приращений внутренних напряжений в материале проводился по формуле эффективных напряжений электронного ветра $\Delta\sigma = (m v_F / e) j$, где m – масса электрона, v_F – фермиевская скорость электрона, e – заряд электрона.

Таким образом, рост пластичности стали в условиях электростимулированной усталости обусловлен подвижными дислокациями.

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.А.Петрунин, В.Я.Целлермаер, В.Е.Громов // Физическая мезомеханика. 2004. № 7. С.82-84.

ПРОЦЕССЫ ТЕПЛОВЫДЕЛЕНИЯ И САМООРГАНИЗАЦИИ В КИНЕТИКЕ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А. К.

Уфимский государственный авиационный технический университет, 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, образования и роста макротрещины. Обсуждаются проблемы физики и кинетики зарождения микротрещин, дилатонной модели С. Н. Журкова и тепловыделения при разрушении.

Показано, что образование микротрещин представляет собой процесс самоорганизации неравновесной фононной системы деформируемого кристалла и возникновения 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 критическом 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 определяет 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.). 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 d_c находится из уравнения $s_{ij}^* \cdot \Delta \dot{\epsilon}_{ij}^{(T)}(d_c, T_0) = \sum_i s_{jk} \dot{\epsilon}_{jk}^{(i)}(d_c, T_0)$, температура вязко-хрупкого перехода T_c : $s_{ij}^* \cdot \Delta \dot{\epsilon}_{ij}^{(T)}(0, T_c) = \sum_i s_{jk} \dot{\epsilon}_{jk}^{(i)}(0, T_c)$. 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.

Приведено микроскопическое описание тепловых полей от пластической зоны в вершине вязкой трещины. Проведено сравнение теоретических значений локального разогрева с экспериментальными данными при локальной деформации в вершине трещины, усталостных испытаниях, зоны резания металла, в ударной волне и др. Получена оценка разогрева от испущенных упругих волн при хрупком разрушении.

ВЛИЯНИЕ СМЕШАННЫХ ЗОН НА РАЗВИТИЕ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ СТАЛЕЙ

Ткачёв С. П.

СамГТУ, Самара, Россия
physics@samgtu.ru

Проведение прецизионных измерений параметров элементарных ячеек кристаллических структур с применением разработанных рентгенографических методов анализа позволило впервые обнаружить на поликристаллических образцах рост тетрагональности исследуемых сталей в процессе отпуска при температурах развития не только обратимой, но и необратимой отпускной хрупкости. При этом рост тетрагональности однозначно связывается с процессами образования смешанных зон различными легирующими элементами замещения и внедрения при соответствующих температурах. Выделение зон происходит как на дислокациях, так и в объемах, свободных от них.

Надёжно установлено, что смещение дифракционных отражений в область меньших углов, установленное в данной работе, при развитии обратимой и необратимой отпускной хрупкости обусловлено диффузионными процессами и ростом наведённой тетрагональности. Когерентно связанные с матрицей зоны искажают её кристаллическую решетку. Степень тетрагональности при этом определяется концентрацией зон и их структурой. Образование микрообластей с тетрагональной структурой приводит к росту средней тетрагональности макрообъемов, формирующих рентгеновские отражения, расщеплению Кассинглетов на тетрагональные дублеты и смещению центров тяжести мультиплетов в область меньших углов.

Следует отметить, что смешанные зоны имеют тетрагональную структуру и при отсутствии углерода. Наличие углерода лишь интенсифицирует образование смешанных зон.

Появление смешанных зон приводит к закреплению подвижных дислокаций и падению ударной вязкости. Таким образом, в результате проведенного эксперимента найдена связь между структурными характеристиками исследуемых сталей и развитием отпускной хрупкости,

Следует отметить, что тетрагональность, не являясь первопричиной развития отпускной хрупкости, служит лишь индикатором образования смешанных зон.

ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЛН ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ КАК РЕЗУЛЬТАТА КИНЕТИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДОВ В АНСАМБЛЯХ МИКРОСДВИГОВ

Соковиков М. А.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия.

sokovikov@icmm.ru

Изучалась волновая природа пластического деформирования при ударном нагружении. Для этого использовалась ранее разработанная теория, в которой методами статистической физики и термодинамики необратимых процессов изучается влияние микросдвигов на пластические свойства твердых тел [1, 2].

Проведено численное моделирование высокоскоростного нагружения цилиндрического образца армко-железа налетанием длинного ударника, в ходе которого реализуется одномерное напряженное состояние.

В аппроксимацию функции, отвечающей за генерацию микросдвигов, введен член, описывающий нелокальность, который учитывает распространение волн пластической деформации в пространстве.

В результате численного моделирования получено, что структурно-кинетический переход по параметру плотности микросдвигов распространяется от сечения к сечению стержня с некоторой скоростью, и, как следствие, распространяется скачок скоростей пластических деформаций. Релаксация напряжений происходит последовательно в каждом сечении образца. При этом распространение пластической деформации вдоль по длине образца можно рассматривать как своеобразную пластическую волну, имеющую свойства уединенной волны. В частности, имеет место сильная зависимость скорости пластической волны от амплитуды. Наблюдается увеличение скорости пластической волны с ростом величины импульса напряжений. При небольших амплитудах нагружающего импульса волна пластичности затухает, пройдя небольшое расстояние. С ростом амплитуды глубина проникновения волны пластичности по длине образца увеличивается. Учет нелокальности позволяет описать формирование специфической волны пластических деформаций, природа которой обусловлена неоднородностью пластического течения, постепенным распространением пластических деформаций от мест с большей концентрацией микронапряжений по объему образца [3].

В процессе распространения волн пластичности происходят множественные кинетические переходы по параметру плотности микросдвигов, сопровождающиеся скачкообразным уменьшением времен релаксации и, соответственно, резким ростом скоростей пластических деформаций. При этом волна пластичности движется со своей собственной скоростью, отличной от скорости волн напряжений.

1. Наймарк О.Б. О термодинамике деформации и разрушения твердого тела с микротрещинами. Институт механики сплошных сред, АН СССР, Свердловск., 1982.- С.3-34.
2. Naimark, O.B. Kinetic transition in ensembles of microcracks and some nonlinear aspects of fracture. In: Proceedings IUTAM Symposium on nonlinear analysis of fracture. Kluwer, The Netherlands, 1996.
3. Панин В.Е., Зуев Л.Б., Данилов В.Е., Мних Н.М. Пластическая деформация как волновой процесс // Докл. АН СССР.- 1989.- Т.308, №6.- С.1386-1389.

РАЗРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ РЕСТАВРАЦИИ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИСТОРИЧЕСКИХ ОРГАНОВ

Страумал Б. Б.^{1,4)}, Фризель М.²⁾, Йокота М.³⁾, Бергстен К.-Й.³⁾,
Мазилкин А. А.¹⁾, Баретцки А. А.⁴⁾

¹⁾ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московской обл., Россия*

²⁾ *Технологический университет им. Чалмерса, Гетеборг, Швеция*

³⁾ *Университет Гетеборга, Центр органного искусства, Гетеборг, Швеция*

⁴⁾ *Институт металловедения об-ва им. Макса Планка, Штутгарт, Германия*

¹⁾ straumal@issp.ac.ru, ²⁾ friesel@fy.chalmers.se, ³⁾ yokota.munetaka@musik.gu.se,

¹⁾ mazilkin@issp.ac.ru, ³⁾ carl.johan.bergsten@musik.gu.se, ⁴⁾ baretzky@mf.mpg.de

Исполнение органной музыки, написанной в Средние века и эпоху Барокко, на исторических инструментах тех эпох становится все более популярным. Поскольку технология изготовления органов резко изменилась во время первой индустриализации (в конце XXVIII – начале XIX вв.), то звучание всех более новых органов резко отличается от старых (примерно как звучание рояля и клавесина). К сожалению, число исторических органов ограничено, и звучание сохранившихся экземпляров можно услышать только в церквях и соборах Западной и Центральной Европы. Однако изготовление новых органов для рынков в Восточной Европе, Америке и Азии (как и реставрация старых органов) сталкивается с проблемой изготовления современными способами материалов для органн



труб, свойства которых идентичны или близки к старым. В работе описываются результаты исследования микроструктуры и свойств материалов для изготовления органн

труб, идентичных историческим (в основном – сплавов олово-свинец). Описываются разработанные методы литья и последующей механической обработки, позволившие построить в Гетеборге в церкви Оргрите Ниа Кирка орган, воспроизводящий архитектуру и акустические параметры органов, построенных органн

м мастером Арпом Шнитгером в соборе Любека и церкви св. Якова в Гамбурге. Обсуждаются подходы и методы последующей работы по воссозданию не только сплавов олово-свинец для органн

(безязычковых) труб, не имеющих подвижных элементов, но и сплавов медь-цинк для воссоздания материалов для колеблющихся язычков органн

язычковых труб.

Авторы благодарят за финансовую поддержку программу ИИТАС (проект 03-51-3779), программу CRAFT Европейской комиссии (проект TRUESOUND) и Миннауки и образования ФРГ и РФ (проект RUS 04/014).

ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ «СМАЧИВАНИЯ» ВТОРОЙ ТВЕРДОЙ ФАЗОЙ В СИСТЕМАХ Fe–C И Zn–Al

Страумал Б. Б.^{1,2)}, Мазилкин А. А.¹⁾, Горнакова А. С.¹⁾, Родин А. О.²⁾

¹⁾ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московской обл., Россия*

²⁾ *Московский Государственный Институт Стали и Сплавов, Москва, Россия*

1) straumal@issp.ac.ru, mazilkin@issp.ac.ru, alenahas@issp.ac.ru,

²⁾ Rodin@misis.ru

Границы зерен существенным образом определяют свойства поликристаллов, в особенности, в тех случаях, когда размер зерен лежит в интервале от нескольких микрон до нескольких нанометров, а на границах зерен оказывается от нескольких процентов до трети общего числа атомов материала. В результате целого ряда исследований, проведенных в последние годы, на объемных фазовых диаграммах начали появляться линии равновесных зернограничных фазовых переходов. При пересечении этих линий резко изменяются свойства поликристаллических материалов, в частности, их диффузионная проницаемость, хрупкость, скорость пластической деформации и максимальное удлинение, скорость миграции границ и роста зерен, электросопротивление и т. д.

Зернограничные фазовые переходы смачивания жидкой фазой происходят в двухфазной области фазовой диаграммы, в которой в равновесии находятся жидкая L и твердая S фазы. Выше температуры зернограничного фазового перехода смачивания граница зерен не может более сосуществовать в равновесном контакте с расплавом. Слой жидкой фазы должен заменить границу зерен.

Точно также в двухфазных областях объемных фазовых диаграмм, где в равновесии находятся две твердые фазы S_1 и S_2 , может, в принципе, происходить зернограничный фазовый переход «смачивания» границ зерен в твердой фазе S_1 второй твердой фазой S_2 . Выше температуры зернограничного фазового перехода «смачивания» второй твердой фазой граница зерен в твердой фазе S_1 не может более сосуществовать в равновесном контакте со второй твердой фазой S_2 . Слой второй твердой фазы S_2 должен заменить границу зерен в фазе S_1 . Такое превращение происходит, если энергия двух межфазных границ между фазами S_1 и S_2 меньше энергии границ зерен.

Зернограничный фазовый переход «смачивания» границ зерен в твердой фазе S_1 второй твердой фазой S_2 был впервые обнаружен и исследован нами в сплаве Zn–5 вес.% Al. При температурах ниже 283 °C фаза (Al) не смачивает границы зерен в фазе (Zn) и имеет форму отдельных частиц. При дальнейшем повышении температуры в поликристалле появляются границы зерен Zn/Zn, полностью покрытые слоем фазы (Al). С ростом температуры доля таких границ растет и достигает 40% при температуре эвтектики. Участки искривленных границ зерен имеют разную энергию. Наблюдалось, как на искривленной границе зерен в фазе (Zn) меняются условия «смачивания». Зернограничный фазовый переход «смачивания» границ зерен второй твердой фазой наблюдается и в двухфазной области и аустенит + цементит фазовой диаграммы Fe–C. Выше 950 °C все границы зерен в аустените покрыты слоем цементита. Ниже 870 °C цементитных послоек на границах зерен в аустените не наблюдается.

Авторы благодарят за финансовую поддержку Российский фонд фундаментальных исследований (проекты 04-03-32800 и 05-02-16528), программу ИНТАС (проект 03-51-3779) и Миннауки и образования ФРГ и РФ (проект RUS 04/014).

ВЛИЯНИЕ НАВОДОРАЖИВАНИЯ ПРИ ГАЛЬВАНИЧЕСКОМ ЦИНКОВАНИИ СТАЛИ 70 НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОСНОВЫ И ПОКРЫТИЯ

Криштал М. М. , Филатов А. М. , Ясников И. С.

Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», Тольятти, Россия,
krishtal@dd.vaz.tlt.ru

Для анализа влияния наводороживания при гальваническом цинковании проведены исследования образцов стали 70 в различных состояниях: а) исходное перед цинкованием (после закалки и отпуска); б) после щелочного цинкования; в) после щелочного цинкования и термообработки (160 °С x 1 час, через 2 часа после цинкования).

Результаты определения содержания водорода приведены в таблице. Из данных таблицы видно, что цинкование приводит к существенному наводороживанию, а последующая термообработка по выбранному режиму – к частичному обезводороживанию. Механическое удаление покрытия с последующим определением содержания водорода показывает, что водород распределяется неравномерно в оцинкованном образце: около половины водорода находится в покрытии. Путем пересчета на толщину покрытия удастся оценить концентрацию водорода в покрытии. До обезводороживания она составляет около 400 см³/100 г металла, после обезводороживания – около 200 см³/100 г.

Таблица

Тип образца	Концентрация водорода, см ³ / 100 г металла
Без покрытия (исходный образец)	3,0
Цинкование	12,4
Цинкование и термообработка (160 °С x 1 час)	9,2
Цинкование и механическое удаление покрытия	6,4
Цинкование, термообработка (160 °С x 1 час) и механическое удаление покрытия	4,9

Были проведены механические испытания образцов в различном состоянии по схеме трёхточечного изгиба при различных скоростях нагружения с последующим фрактографическим анализом. Обнаружено, что цинкование приводит к резкому падению пластичности, которая частично восстанавливается после выдержки в печи 1 час при 160 °С. При этом образцы без цинкового покрытия демонстрируют вязкий излом с многочисленными характерными ямками; после цинкования ямки практически не наблюдаются, излом приобретает преимущественно хрупкий характер с разрушением по границам зерен; для образцов после цинкования и обезводороживания излом имеет промежуточный характер – наблюдаются ямки, характерные для вязкой составляющей излома, и межкристаллитное растрескивание. Уменьшение скорости нагружения для образцов с цинкованием (как после выдержки в печи, так и без нее) приводит к снижению пластичности и увеличению доли межкристаллитного растрескивания. Такие результаты типичны для водородной хрупкости.

Повышение доли межкристаллитного растрескивания при наводороживании и снижении скорости нагружения (деформирования) легко объяснить, если принять, что границы зерен являются стоком для дислокаций, движущихся с атмосферами атомарного водорода, который, попадая на границы зерен, молизуется (то есть образует молекулы водорода).

да), создавая избыточное давление. Очевидно, что при меньшей скорости деформирования в дислокационной атмосфере собирается больше атомов водорода.

При цинковании и обезводороживании наблюдается ряд интересных структурных особенностей.

Так, после цинкования происходит изменение структуры основного металла на глубину до 15...20 мкм, связанное, по-видимому, с частичным обезуглероживанием (например, по механизму образования углеводородов при наводороживании, что приводит к частичному растворению цементитной составляющей бейнита).

Основная структурная особенность – слоистость цинкового покрытия, свидетельствующая о самоорганизации в процессе его роста (рис. 1, а, б). Хорошо видно, что искажения формы слоев повторяют неровности покрываемой поверхности, затухая по мере удаления от нее. Границы слоев представляют собой области с повышенной плотностью микро и нанопор (диаметром $\sim 10^2 \dots 10^3$ нм – рис.1, б), размеры которых увеличиваются в процессе обезводороживания. При дальнейшем развитии процесса происходит слияние пор и появление на поверхности покрытия нераскрывшихся и раскрывшихся (лопнувших) вздутий округлой формы 10...20 мкм в диаметре. На поперечных шлифах вздутия имеют линзообразный вид, располагаясь между отдельными слоями покрытия (рис. 2). Образование таких вздутий можно объяснить стоком атомарного водорода в поры, находящиеся преимущественно на границах слоев, с последующей молизацией водорода и слиянием микропор под действием раскрывающего их давления молекулярного водорода.

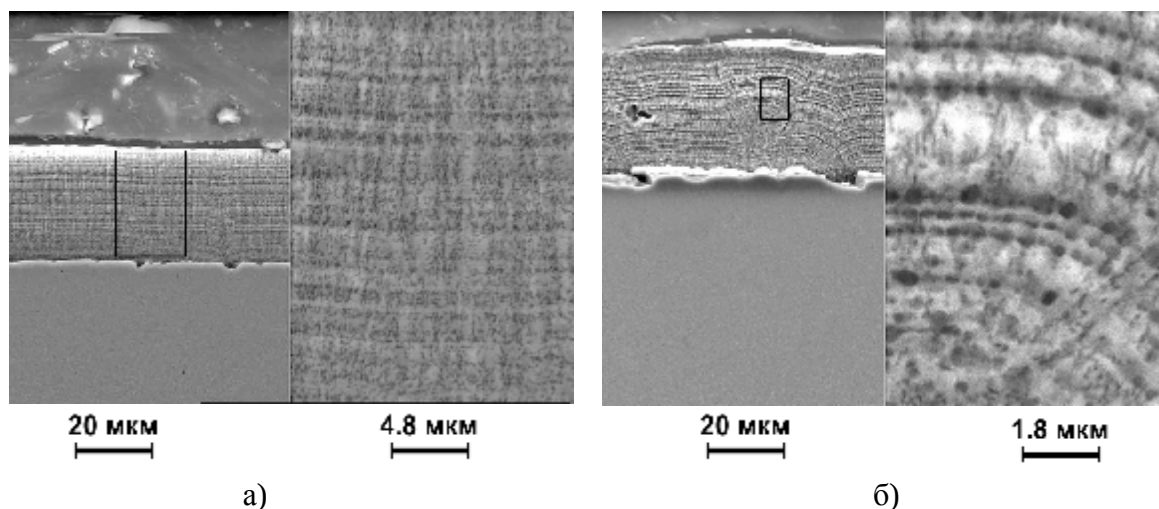


Рис. 1. Цинковое покрытие (толщина 30 мкм) на образце стали 70 после длительного естественного старения: (а) до и (б) после дополнительной термообработки ($240\text{ }^{\circ}\text{C} \times 2$ часа).

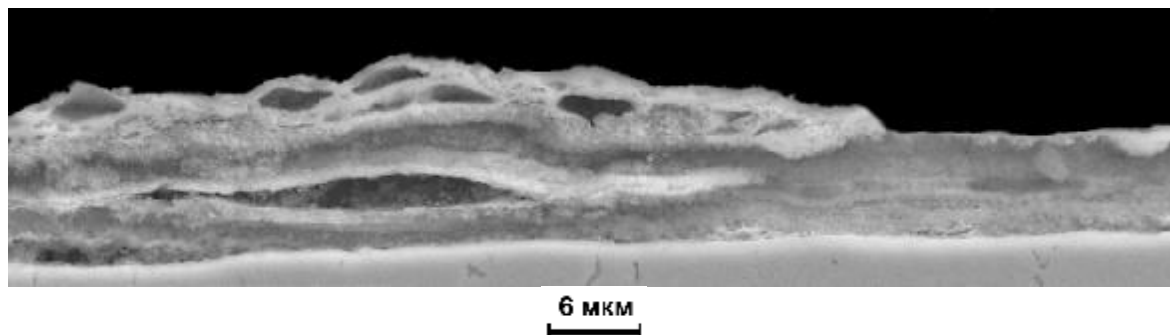


Рис. 2. Цинковое покрытие (толщина 7–9 мкм) на образце стали 70 после термообработки ($160\text{ }^{\circ}\text{C} \times 1$ час, через 2 часа после цинкования).

МЕХАНИЗМ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ТРЕЩИН В ЦГК

Федоров В. А., Тялин Ю. И., Плужникова Т. Н., Чиванов А. В., Чемеркина М. В.

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

feodorov@tsu.tmb.ru

Механизм восстановления сплошности в ЦГК в вершине трещин асимметричного скола представляется следующим. На первом этапе, после разгрузки образца за счет развития трещины бокового откола, магистральная трещина останавливается, и упругие напряжения, накопленные в кристалле, релаксируют частично за счет сближения берегов трещины вблизи её вершины. Это первая, “быстрая” стадия залечивания трещины асимметричного скола [1]. На второй – “медленной” стадии залечивания трещины необходимо осуществить её пластическое закрытие за счет обратимого движения дислокаций, испущенных её вершиной при остановке. Величина закрытия трещины при этом составляет

$\delta = nb\cos 45^\circ$ (b – вектор Бюргерса дислокации, n – число дислокаций, вернувшихся в полость трещины).

Обратимое движение дислокаций на второй стадии можно вызвать механическим воздействием, нагревом или действием ионизирующего излучения.

Движению дислокаций в ЦГК препятствуют различные дефекты кристаллической решетки – стопоры, набором которых, по существу, определяются динамические свойства дислокации.

Преодоление дислокацией стопора возможно двумя путями – перерезанием стопора или огибанием его. В последнем случае вокруг стопора остается дислокационная петля.

Дислокационные отрезки между стопорами, состоят из ступенек винтовой и краевой ориентации, которые в ЦГК заряжены. Кроме того, на дислокациях образуются, за счет термической активации, двойные ступеньки.

При облучении ЦГК квантами электромагнитного излучения небольших энергий в них возникают, локализованные на дефектах, электронные возбуждения и низкоэнергетические экситоны. Это же происходит и на начальных стадиях рентгеновского облучения. При взаимодействии экситона с заряженной ступенькой происходит её смещение вдоль линии дислокации, а сама дислокация при этом смещается на одно межатомное расстояние. Это взаимодействие, по-видимому, способствует огибанию стопоров дислокацией, что в конечном счете вызывает её движение в направлении действия касательных напряжений во время УФ или рентгеновского излучения.

Кроме того, в случае рентгеновского облучения кристаллов имеет место распад стопоров в кристалле, например, дивакансий. В связи с этим движение дислокации облегчается. Однако наряду с распадом дивакансий в кристалле начинают образовываться радиационные дефекты. Тогда движение дислокации будет определяться соотношением между числом распадающихся дефектов N_p и числом образующихся N_o . При наступлении условия $N_o \geq N_p$ движение дислокаций, стимулированное действием рентгеновского излучения, должно прекратиться, и, как следствие, прекращается процесс залечивания.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 02-01-01173).

1. Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Тялин Ю.И. Залечивание трещин, остановившихся при несимметричном сколе в щелочно-галоидных кристаллах и кальците // ФТТ. 2000. Т. 42. № 4. С. 685-687.

ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА ЗАЛЕЧЕННЫХ ТРЕЩИН

Тялин Ю. И., Тялина В. А., Федоров В. А., Чемеркина М. В., Бутягин А. А.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия, feodorov@tsu.tmb.ru

Исследована дислокационная структура, формирующаяся при залечивании микро – и макротрещин в ионных кристаллах. Микротрещины с размерами от десятка микрон до долей миллиметра получали при упругом двойниковании кристаллов кальцита. Они могут возникать как при взаимодействии параллельно растущих двойниковых прослоек, так и на границах одиночных двойников. В первом случае образующиеся микротрещины представляют собой специфические несплошности с кристаллографически ограниченными поверхностями – каналы Розе, а их размер определяется шириной двойниковых прослоек и расстоянием между плоскостями их распространения. Во втором - размер трещин зависит от того, находится ли растущий двойник целиком внутри кристалла или выходит на его боковую поверхность. Размер внутренних трещин, вскрывающихся в сдвойникованном материале, определяется поперечным размером двойника, а поверхностные трещины развиваются в матричном материале и имеют размеры до сотен микрон.

На начальной стадии разрушение кристаллов кальцита при упругом двойниковании носит обратимый характер. При снятии нагрузки двойники выходят из кристалла за счет сил поверхностного натяжения, а микротрещины залечиваются. Такое же спонтанное залечивание может иметь место и при быстрой разгрузке образца с макротрещиной нормального разрыва. Такое самозалечивание макротрещин наблюдается при боковом отколе одной из частей кристалла, а также при скачкообразном движении трещины под действием импульсной нагрузки или медленном расклинивании образца. Частичное залечивание при остановке трещины в таких случаях наблюдается в небольшой (до двух миллиметров) области у вершины трещины. Размеры залеченной области могут быть существенно увеличены при сжатии образца усилиями, нормальными к плоскости трещины.

Картины травления следов залечившихся трещин имеют одинаковую структуру – это строчки дислокаций. При анализе картин травления отмечены два обстоятельства, существенно влияющие на их характер. Это геометрические размеры трещин и физическая чистота их поверхностей. Если поверхности залеченных трещин контактировали с атмосферой, то ямки травления чаще всего расположены внутри непрерывной канавки на следе трещины. Фигуры травления микродефектов, оставшихся в кристалле после схлопывания трещин, целиком находившихся внутри кристалла и имевших ювенильные поверхности, образованы отдельными дислокационными ямками. Их плотность на следе залечившегося дефекта зависит от его размера, она снижается с уменьшением линейного размера микротрещин. Расстояние между соседними ямками травления в таких строчках может достигать единиц и десятка микрон. Если образующиеся при залечивании дислокации связать с пластическим приспособлением противоположных поверхностей трещины, то их малая плотность свидетельствует о хорошем совпадении геометрических рельефов берегов трещины. В этом случае можно говорить о высоком качестве восстановления сплошности кристалла. При залечивании протяженных внутренних трещин плотность ямок травления уменьшается при приближении к их вершинам. Таким же образом меняется плотность дислокаций при спонтанном закрытии макротрещин. Непосредственно у вершины трещины травлением выявляются единичные ямки в области залеченной трещины. По мере удаления от вершины и роста рельефных несовпадений формируются группы близко расположенных дислокаций, постепенно сливающиеся в сплошную канавку травления.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 02-01-01173).

ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В ВЕРШИНЕ ОСТАНОВИВШЕЙСЯ ТРЕЩИНЫ

Тялин Ю. И., Тялина В. А., Федоров В. А., Бутягин А. А., Знобищева Д. В.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru

Разрушение кристаллических материалов сопровождается пластической деформацией, интенсивность и степень локализации которой определяются скоростью движения трещины. При быстром сколе пластическое течение локализуется в тонких приповерхностных слоях плоскостей трещины, а в случае торможения, кратковременной или полной остановки трещины в ее вершине формируется пластическая зона, структура которой зависит от типа разрушающей трещины, геометрии образца, свойств материала, условий остановки трещины. В частности, в щелочно-галоидных кристаллах в этом случае деформация развивается в плоскостях, расположенных под углом 45^0 к плоскости трещины.

В настоящей работе изучено пластическое течение в вершине трещины нормального разрыва в кристаллах LiF при различных способах ее остановки. Выявлена дислокационная структура трещин, скачкообразно продвигающихся под действием импульсной нагрузки, и трещин, остановившихся в результате бокового откола при несимметричном сколе или под действием внешних сжимающих напряжений. Отмечено, что при самопроизвольной остановке трещины наблюдается преимущественное скольжение в полуплоскостях, примыкающих к плоскости трещины. Принудительная остановка трещины приводит к увеличению размера линий скольжения в направлении движения трещины. Нарушение симметрии скола сопровождается, как правило, и нарушением симметрии дислокационной структуры в вершине трещины относительно плоскости ее распространения.

Выполнено численное моделирование пластического течения в вершине остановившейся трещины. Пластическая зона представлялась как симметричными относительно плоскости трещины линиями скольжения, так и одиночными. В части расчетов пластическая зона представлялась набором линий скольжения. При составлении уравнений равновесия учитывались напряжения от трещины, взаимодействие дислокаций, напряжения трения со стороны кристаллической решетки и напряжения изображения. Рассмотрены два этапа формирования дислокационной структуры: образование линий скольжения в момент остановки трещины, когда образец еще остается нагруженным, и эволюция их после снятия нагрузки. Показано, что структура пластической зоны не сильно влияет на размеры и общее количество испущенных дислокаций. На стадии разгрузки образца до 40% дислокаций от общего их числа выходят на поверхность скола. Доля обратимой пластической деформации тем выше, чем больше число дислокаций в пластической зоне (или нагрузка в момент остановки) и меньше величина напряжения трения. Конечное распределение дислокаций имеет явно выраженный максимум на некотором расстоянии от вершины трещины. В непосредственной близости от нее имеется ограниченная зона, свободная от дислокаций. Отмечено хорошее соответствие расчетных и экспериментально наблюдаемых величин.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 02-01-01173).

ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ С ЗАРЯЖЕННЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ

Тялин Ю. И., Тялина В. А., Федоров В. А., Бутягин А. А.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
feodorov@tsu.tmb.ru

В кристаллах с заряженными дислокациями пластическая деформация приводит к поляризации образца и появлению в его объеме электрических полей. Выполнены расчеты напряженностей электрических полей, создаваемых скоплениями заряженных дислокаций. Рассмотрены простейшие статические дислокационные ансамбли (заторможенное скопление; скопление, заблокированное с обеих сторон; скопление в квадратичной потенциальной яме; скопление, формируемое источником дислокаций и удерживаемое силами трения) и нестационарные эффекты при перестройке дислокационных скоплений ("разбегание" дислокационного скопления; прорыв через барьер скопления от дислокационного источника).

Дислокации представлялись как нити с линейной плотностью заряда λ . Расчетные выражения для статических полей получены с использованием двух способов описания скоплений – дискретного и континуального. В тех случаях, когда какие-то дислокации скопления заблокированы, это рассмотренный случай заторможенного скопления или скопления, заблокированного с обеих сторон (скопления такого типа могут наблюдаться на стадии разгрузки, когда хвостовая дислокация встречает какое-то препятствие), расчетные выражения содержат особенности типа $(r)^{-1/2}$. Такие скопления будут являться одновременно и эффективными концентраторами электрического поля. Если заблокированных дислокаций в скоплении нет, то полученные выражения остаются всюду конечными.

Рассмотрены также нестационарные эффекты при перестройке дислокационных скоплений. Методами численного моделирования определены характерные времена релаксации скоплений. В зависимости от уровня приложенных напряжений, числа дислокаций в скоплении, их начальных положений, напряжения трения решетки и подвижности дислокаций они ограничены снизу значением порядка 10^{-5} с. Получены выражения для дипольного момента и дислокационного тока скопления, описывающие кинетику электрического сигнала в некоторых предельных случаях (высокие начальные нагрузки и малые напряжения трения).

Наличие электрического заряда на дислокациях приводит не только к появлению в кристалле электрического поля, но и к изменению условий зарождения микротрещин на дислокационных скоплениях. Из общих соображений ясно, что в случае заряженных дислокаций критерии зарождения трещин должны быть более жесткими, т.к. дополнительное кулоновское взаимодействие увеличивает силы отталкивания между ними. Результаты проведенных расчетов позволили получить оценки эффекта для экспериментально наблюдаемых значений плотности дислокационных зарядов. В модели Зинера–Стро эффект упрочнения пропорционален квадрату линейной плотности заряда, и в области её предельных значений λ может достигать 100-200%. Для схемы пересекающихся скоплений, критические напряжения зарождения трещины зависят как от угла между плоскостями скольжения, так и от плотности заряда дислокаций. В этом случае упрочнение, обусловленное зарядом дислокаций, по порядку величины сравнимо с влиянием геометрического фактора и может достигать 200-300%.

Оценена напряженность электрического поля в вершине скопления при напряжениях, равных критическим. Последняя достигает значения $\sim 10^6$ В/см, по порядку величины

сравнимого с напряженностью пробойных электрических полей для щелочно-галогидных кристаллов и полупроводниковых соединений типа A^2B^6 . Поэтому в диэлектрических кристаллах электрический пробой может предшествовать разрушению. Реализация каждого из критических событий будет определяться индивидуальным сочетанием электрических и механических свойств кристалла.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 02-01-01173).

ЭВОЛЮЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ХАРАКТЕР КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Co_{75,4}Fe_{3,5}Cr_{3,3}Si_{17,8}$

Федоров В. А., Пермякова И. Е., Ушаков И. В., Капустин А. Н.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Россия
feodorov@tsu.tmb.ru

При практическом использовании металлических стекол (МС) возникают вопросы об их термической стабильности. В связи с этим, важными направлениями прикладных и фундаментальных исследований является изучение влияния термической обработки на структуру и механические свойства МС.

Исследования проводили на МС, полученном методом спиннингования. Толщина ленты 30 мкм, состав: 75,4%Co + 3,5%Fe + 3,3%Cr + 17,8%Si (ат.%). Перед испытанием образцы подвергали отжигу в печи при $T_{an} = 533-1053$ К с выдержкой $t = 10$ мин при каждой T_{an} . Деформирование и разрушение отожженных образцов МС исследовали методом микроиндентирования по Виккерсу на микротвердомере ПМТ-3. Перед индентированием отожженные образцы наносили на подложку толщиной ≈ 1 мм, в качестве которой использовали материалы с различной микротвердостью.

Предложены новые методы определения пластичности и склонности к образованию трещин тонких лент МС, заключающиеся в индентировании их на подложках с различными свойствами и позволяющие оценивать эти механические характеристики в локальных микрообъемах материала (отдельные составляющие композитов из МС, области локального нагрева или термовоздействия лазера).

Изучены морфологические особенности макрокартин разрушения отожженного МС при микроиндентировании на подложках, предложены схемы их формирования, а также установлен ряд закономерностей образования трещин в зависимости от величины нагрузки на индентор, температуры отжига, свойств используемой подложки.

Установлено аномальное поведение величины микротвердости от температуры предварительного отжига на стадиях перехода из аморфного состояния в кристаллическое при практически нулевой пластичности, исследованной U -методом, которое обусловлено перекрывающимися процессами – структурной релаксацией и начальными стадиями кристаллизации.

Поверхностная кристаллизация в лентах МС системы Co-Fe-Cr-Si происходит с выделением кристаллов, имеющих фрактальную и евклидову размерности (дендриты и кубическая форма упорядочения). Причина одновременного роста таких кристаллов объясняется альтернативным выбором перехода метастабильной системы с ближним порядком в равновесное состояние при сложных процессах самоорганизации в исследуемом материале, предшествующих объемным перестройкам.

Работа поддержана РФФИ (грант № 01-01-00403).

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ

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

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина
san@ipms.kiev.ua

Возможности определения традиционными методами механических свойств хрупких материалов весьма ограничены в связи с хрупким разрушением при напряжениях, близких к пределу текучести и даже значительно меньших.

Однако после того как авторами данного исследования была разработана методика построения кривых деформации методом индентирования, появилась возможность получить кривые деформации в температурном интервале $20^0 - 900^0\text{C}$ и определить характеристики прочности и пластичности целого ряда хрупких материалов, таких как Si, Ge, SiC, TiB₂ и твердого сплава WC-Co.

Главной идеей метода является применение серии пирамидальных инденторов с разными углами заточки при вершине (изменение угла заточки позволяет изменять степень деформации под индентором от 2% до 30% общей деформации ϵ).

Вследствие того, что твердость по Мейеру НМ является средним контактным давлением и может быть пересчитана на напряжение течения при сжатии, полученные кривые НМ – ϵ являются аналогом кривых деформации $\sigma - \epsilon$. Некоторые полученные кривые деформации индентированием представлены на рис. 1.

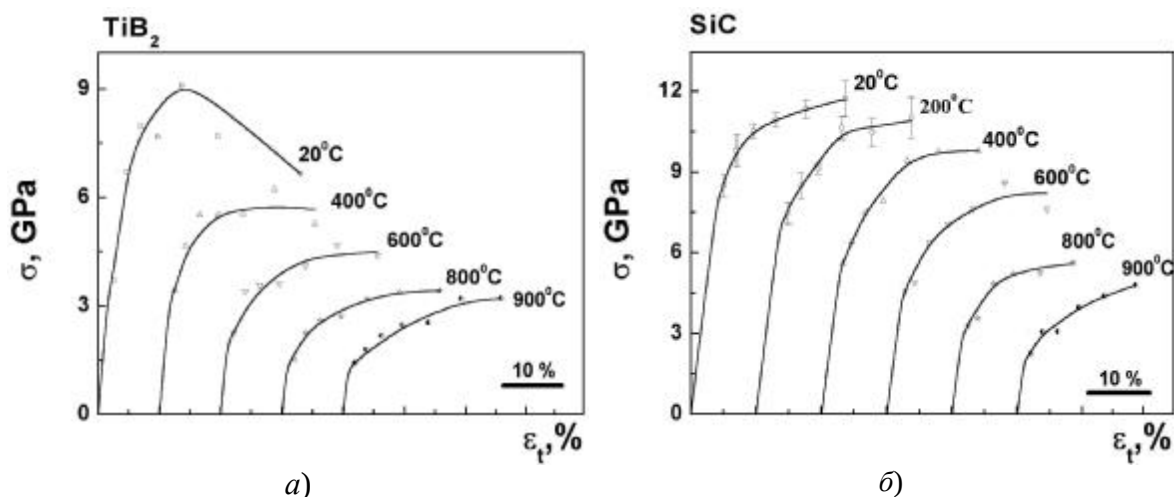


Рис. 1. Кривые деформации для керамик TiB₂ (а) и SiC (б) при разных температурах индентирования, нагрузка на индентор $P = 2,34 \text{ Н}$.

С момента начала пластического течения кривые $\sigma - \epsilon$ можно аппроксимировать уравнением Людвига $s = s_s + Ne_p^n$, что позволило определить параметры деформационного упрочнения для Si, TiB₂, WC-Co в интервале температур $20^0 - 900^0\text{C}$. Если механизм деформации дислокационный, тогда коэффициент деформационного упрочнения $N = \alpha Gb^{1/2}l^{-1/2}$, где α – const порядка единицы, G – модуль сдвига, b – вектор Бюргерса, l – средняя длина площади скольжения и показатель $n \approx 0,5$.

Показано, что для этих материалов $n \approx 0,5$, что свидетельствует о дислокационном механизме деформации. В то же время N увеличивается в ряду Si, WC-Co, TiB₂. С ростом температуры N уменьшается для всех исследованных материалов.

ХАРАКТЕРИСТИКА ПЛАСТИЧНОСТИ, ОПРЕДЕЛЕННАЯ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ, ДЛЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ, АМОРФНЫХ И КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР

Гончарова И. В., Чугунова С. И., Мильман Ю. В.

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина

san@ipms.kiev.ua

В предыдущих работах авторов была разработана и введена характеристика пластичности δ_H , которую можно определять в специфических условиях локального нагружения индентором. Было также установлено наличие критического значения $\delta_H \approx 0,9$, достижение которого является необходимым условием проявления пластичности при механических испытаниях на растяжение и изгиб. Определение δ_H позволяет сравнивать пластичность материалов, разрушающихся хрупко при стандартных механических испытаниях.

В настоящей работе впервые выполнено исследование температурной зависимости δ_H целого ряда малопластичных материалов (керамика, интерметаллиды, аморфные металлические сплавы (АМС), квазикристаллы) и проведено сравнение температурной зависимости δ_H разного класса материалов (рис. 1). Показано, что температурная зависимость δ_H имеет однотипный характер для большинства кристаллических материалов в темпера-

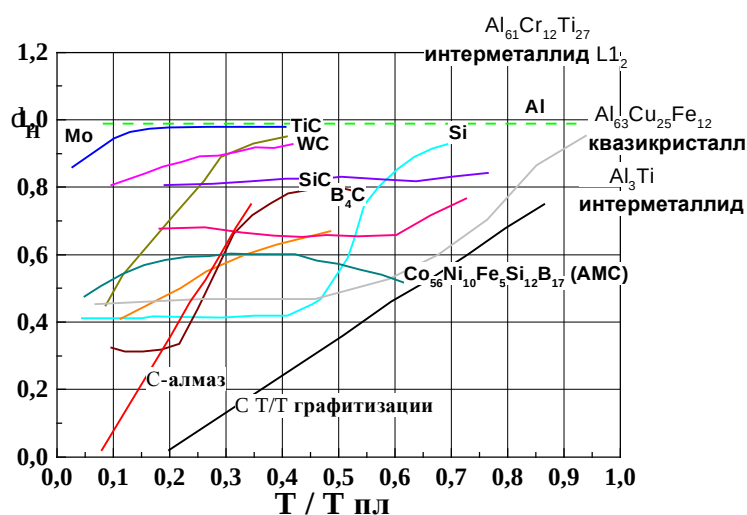


Рис. 1. Температурная зависимость δ_H для материалов разных классов.

турных интервалах холодной, теплой и горячей деформации. Разные материалы имеют практически постоянные и довольно высокие значения $\delta_H \approx 0,8 - 0,9$ в интервале теплой деформации и еще большие значения δ_H до 0,98 – в интервале горячей деформации. В тоже время, в интервале холодной деформации наблюдается резкое снижение δ_H при уменьшении температуры, которое отличается интенсивностью для разных кристаллов. Для ГЦК металлов δ_H выше, чем для ОЦК. Для

интерметаллидов $\delta_H \approx 0,7 - 0,8$, то есть несколько выше, чем для большинства керамических материалов, и это значение практически не меняется с ростом температуры. Такой характер зависимости $\delta_H(T)$ выявлен впервые, что является следствием аномальной температурной зависимости твердости и предела текучести этих материалов. Для нового класса материалов – квазикристаллов – характерно низкое значение $\delta_H \approx 0,5$ при $T < 300^\circ\text{C}$. С повышением температуры δ_H растет и при 700°C достигает критического значения $\delta_H \approx 0,9$. Именно при этой температуре квазикристаллы становятся пластичными при механических испытаниях на растяжение. Характеристика пластичности δ_H для квазикристаллов может быть использована для описания механического поведения и перехода из хрупкого

в пластичное состояние. Расчет $\delta_H(T)$ для АМС показал, что $\delta_H \approx 0,58$ в интервале 20 – 600 °С и значительно снижается при высоких температурах вследствие процесса кристаллизации. Известно, что после полной рекристаллизации в некоторых АМС наблюдается резкое повышение пластичности и проявляется сверхпластичность.

Таким образом, использование характеристики пластичности позволяет оценить механическое поведение материалов в широком интервале температур.

ВЛИЯНИЕ СТАТИЧЕСКИХ И ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗОК НА ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ СПЛАВА Al–Zu–Mg

Григорьева Н. А., Ковалевская Т. А., Никонова И. В., Козлов Э. В.

*ТГАСУ, Томск, Россия,
izido@tsuab.ru*

Методами электронной микроскопии была исследована эволюция дислокационной субструктуры сплава Al–Zu–Mg, подвергнутого сжатию и растяжению со скоростью 10^{-4} с^{-1} , а также высокоскоростному удару. Исследуемый сплав прошел предварительную термомеханическую обработку: высокотемпературную прокатку, закалку и старение.

Установлено, что при растяжении с низкой скоростью и в закаленном, и в состаренном сплаве доминирующей является сетчатая субструктура, неоднородность которой усиливается по мере увеличения степени деформации (ϵ). В случае сжатия состаренного сплава при $\epsilon < 0,15$, доминирует сетчатая субструктура, а при $\epsilon > 0,2$ – субструктура с многомерными разориентировками (плавными и дискретными). В интервале деформаций от 0,03 до 0,25 наблюдаются блочные субструктуры, при $\epsilon \sim 0,17$ объемная доля таких субструктур максимальна и близка к 0,4.

В закаленном сплаве, деформированном сжатием, блочные субструктуры не формируются, невелика и объемная доля разориентированных субструктур. Основной объем материала даже при $\epsilon > 0,3$ принадлежит сетчатой субструктуре.

При ударном нагружении в результате внедрения деформирующего тела в массивный образец исследуемого сплава образуется канал. Проводились исследования субструктуры различных областей сплава: у основания канала, в его средней части, вблизи поверхности образцов. Выявлены типы субструктур формирующихся в разных областях сплава, проведена количественная оценка характеристик отдельных субструктур (плотность и дислокация, размеров фрагментов, разориентации и т.д.)

Установлено, что в сплаве, подвергнутом удару, в основном, формируются те же типы субструктур, что и в сплаве, деформированном сжатием, за исключением субструктуры, подобной нанокристаллической. Проведено сопоставление количественных характеристик структур различных типов, наблюдаемых в сплаве после удара и статических испытаний. Особый интерес представляют фрагментированные (блочные) субструктуры, начало формирования которых в условиях сжатия совпадает с резким усилением локализации деформации. Следует отметить, что в сплаве, деформированном растяжением, подобные субструктуры не наблюдались, причем, именно в условиях растяжения, сплав имеет наиболее низкую пластичность.

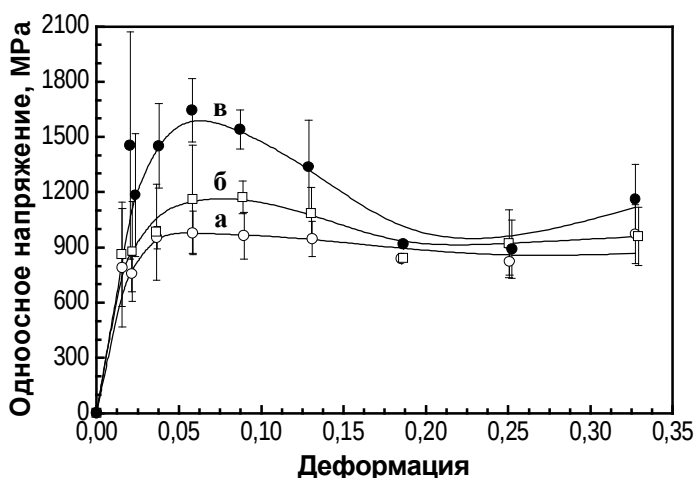
ГОМОГЕННАЯ И ГЕТЕРОГЕННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В АМОРФНОМ, АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВАХ

Слипенюк А. Н., Мильман Ю. В., Есипов А. В., Курасова О. Е.

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина
san@ipms.kiev.ua

Сплавы с аморфной, аморфно-нанокристаллической и нанокристаллической структурой имеют целый ряд уникальных свойств, в частности, высокие механические характеристики, что делает перспективным их использование в качестве конструкционных материалов. Этому способствуют также последние достижения в разработке новых сплавов с высокой склонностью к аморфизации, благодаря чему стало возможным получение аморфных (а при соответствующей их термообработке – нанокристаллических) образцов значительных размеров. Одним из недостатков большинства сплавов с аморфной и нанокристаллической структурой является их низкая пластичность при комнатной и низкой температурах. В то же время не существует единых представлений о механизме деформации таких материалов, что затрудняет работы по повышению их пластичности.

Применение традиционных методов механических испытаний для изучения механизма пластического течения данного класса материалов является малоинформативным



вследствие разрушения образцов на ранних стадиях пластической деформации. В последние годы были разработаны новые методики изучения механического поведения материалов методами локального нагружения, которые дают возможность определять не только твердость материала, но и его упругие характеристики, склонность к пластической деформации и даже строить зависимости напряжения течения материала от деформации в интервале деформаций свыше 30%. Особенно актуальным

является применение разработанных методик для изучения механического поведения малопластичных материалов, каковыми в большинстве случаев являются аморфные и нанокристаллические сплавы.

В данной работе с использованием метода локального нагружения построены кривые деформации сплава $Al_{87}Ni_9Ce_3Fe_1$ в аморфном (а), аморфно-нанокристаллическом (б) и нанокристаллическом (в) состояниях. При этом показано, что для сплава в аморфном состоянии наблюдаются две стадии деформации: гомогенная деформация, сопровождающаяся деформационным упрочнением сплава и гетерогенная, сопровождающаяся локализацией, деформация без деформационного упрочнения. В случае аморфно-нанокристаллического и нанокристаллического сплавов при переходе к локализованной деформации впервые удалось наблюдать стадию деформационного разупрочнения, наличие которой, возможно, обуславливает повышенную хрупкость данных материалов.

МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Слипенюк А. Н., Куприн В. В.

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина

san@ipms.kiev.ua

Композиционные материалы с матрицей на основе легких сплавов находят все большее применение в промышленности, благодаря повышенному модулю Юнга, усталостной прочности и износостойкости, низкому коэффициенту термического расширения и др. Особое место среди этих материалов занимают композиты, упрочненные твердыми частицами, поскольку они имеют невысокую себестоимость производства и в условиях рыночной экономики могут конкурировать с традиционными сплавами. Другой их отличительной особенностью является возможность применения традиционных технологий формования (ковка, экструзия, прокатка, механическая обработка) для получения изделий требуемой формы. Одной из технологий получения дисперсно-упрочненных композитов на основе алюминия является порошковая металлургия. При этом важное значение имеет правильный подбор соотношения размеров частиц порошка матричного сплава и частиц упрочнителя. Применение более мелких частиц упрочнителя обеспечивает больший прирост прочности и лучшую обрабатываемость материала, однако усложняет достижение их равномерного распределения, от чего, в конечном счете, существенно зависят свойства изготовленного материала.

Выполненная работа посвящена изучению влияния соотношения размеров частиц порошка матричного сплава Al-6Cu-0,4Mn (вес. %) и упрочнителя (частицы SiC) на структуру и свойства композита. Были изготовлены три серии образцов: композиты на основе порошка матрицы со средним размером частиц 40 мкм, упрочненные частицами SiC со средним размером 3 мкм в количестве 0, 5, 10, 15, 20 об. %; композиты на основе порошка матрицы со средним размером частиц 40 мкм, упрочненные частицами SiC со средним размером 14 мкм в количестве 5, 10, 15, 20 об. %; композиты на основе порошка матрицы со средним размером частиц 40, 80, 130, 180 мкм, упрочненные частицами SiC со средним размером 14 мкм в количестве 15 об. %. Были изучены их структура, пористость и механические характеристики в отожженном и состаренном состояниях.

Показано, что использование частиц SiC меньшего размера позволяет более существенно повысить предел текучести и предел прочности композитов, в то же время, при одинаковых концентрациях упрочнителя композиты с большим размером частиц SiC имеют более высокий модуль Юнга и пластичность. Использование большего размера частиц SiC позволяет достичь более высоких значений модуля Юнга также и по причине сохранения однородного распределения SiC при большей объемной доле упрочнителя в матрице. Отмечено, что наибольшую чувствительность к распределению SiC в матрице при испытаниях на растяжение имеет удлинение до разрушения. Прочность и предел текучести в 3-4 раза менее чувствительны к образованию кластеров упрочнителя. Отмечено, что относительное изменение механических характеристик композитов вследствие образования кластеров упрочнителя не зависит от пластичности материала матрицы.

На основе полученных данных разработана модель, позволяющая рассчитывать максимально допустимое количество упрочнителя, при котором достигается равномерное его распределение, в зависимости от соотношения размера частиц порошка матрицы и упрочнителя и отдельных параметров производства. В рамках предложенной модели возможно также предсказание величины пористости и упругих свойств композитов, содержащих конгломераты частиц упрочнителя.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРОВ И ВЕЛИЧИНЫ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ МАТРИЦЫ И АРМИРУЮЩЕГО СЛОЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОДЕЛЬНЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА LiF-LiF: Mg²⁺

Боровков А. И.¹⁾, Клявин О. И.¹⁾, Клявин О.В.²⁾, Никифоров А. В.²⁾,
Пальмов В. А.¹⁾, Шевченко Д. В.¹⁾

¹⁾ Санкт-Петербургский Государственный политехнический университет

²⁾ Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

В работе получены и исследованы кривые сжатия слоистых монокристаллов (СМ) типа LiF-LiF: Mg²⁺ в зависимости от размеров и предела текучести матрицы и армирующих слоев. Эти СМ используются в качестве модельных объектов для прогнозирования прочностных свойств композиционных материалов, позволяющих свести число основных механических и структурных параметров, ответственных за прочность КМ, к необходимому минимуму [1]. Диаграммы сжатия были построены при наличии экспериментально определенных остаточных ростовых напряжений и жестких примесных включений, расположенных на границе слоев. Учитывался характер напряженного состояния и дефектной структуры матрицы, возникающих в процессе пластической деформации СМ, с кривыми сжатия которых сравнивались полученные результаты. Для расчетов разработана конечно-элементная модель КМ на основе теории пластического течения анизотропного материала с кинематическим упрочнением с жесткими включениями, позволяющая адекватно рассчитать поля напряжений, перемещений и деформаций в образцах СМ в зависимости от приложенных к ним напряжений [2,3]. Кривые зависимости предела текучести СМ (τ_s^{lc}) от предела текучести армирующего слоя (τ_s^{il}) имеют квазилинейный вид и слабо зависят от ориентации слоев относительно приложенных к образцам напряжений. Однако зависимости предела текучести СМ от ширины армирующих слоев радикально меняются и имеют S – образный вид с насыщением кривых при большой ширине армирующего слоя. Продифференцированная (производная) кривая указанной зависимости имеет максимум при ширине армирующего слоя, отвечающего τ_s^{lc} для СМ с ориентацией примесных слоев, расположенных под углом 45° относительно касательных деформирующих напряжений. Этот факт указывает на определяющую роль ориентации, а следовательно, и ширины армирующего слоя, влияющих на величину τ_s^{lc} для СМ в максимальной степени.

Проведен анализ полученных результатов, необходимый для выбора оптимальных характеристик компонентов СМ, при расчете их прочностных свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 04-01-00887)

1. Никифоров А.В., Клявин О.В., Мухамеджанова М.А., Носов Ю.Г., Антонов П.И. ФТТ// 1987, Т.25, №12, С. 3617.
2. Боровков А.И., Клявин О.И., Клявин О.В., Никифоров А.В., Пальмов В.А., Шевченко Д.В. Прогнозирование механических свойств композитов на основе изучения механо-физических процессов деформации и разрушения модельных слоистых кристаллов. Ч.1,2. // Механика композиционных материалов. // 2005, (в печати).
3. ANSYS theory reference. Eleventh edition. SAS, Inc. // 2001.

СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Гладковский С. В., Богданова Т. П.*

ИМАШ УрО РАН, *УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия,
gsv@mtf.ustu.ru

На основании экспериментальных данных выявлены закономерности формирования конструкционной прочности и изучены особенности микростроения изломов около 50 составов мартенситносталящих сталей (МСС) на Fe–Ni–Mo, Fe–Ni–Co–Mo и Fe–Cr–Ni–Mo основе с уровнем временного сопротивления отрыву $\sigma_B = 1600\text{--}2200$ МПа. Варьирование химического состава по элементам, образующим при старении упрочняющие частицы Ni_3Ti и $\text{Fe}_2(\text{Ti},\text{Mo})$, и использование различных режимов деформационной и термической обработки, включая тепловое охрупчивание и закалку с перегревом, позволило получить широкий набор значений сопротивления пластической деформации ($\sigma_{0,2} = 1400\text{--}2150$ МПа) и статической трещиностойкости ($K_{1c} = 30\text{--}100$ МПа $\cdot\text{м}^{1/2}$), а также параметра $T = \sigma_{0,2} \cdot K_{1c}$, характеризующего, по В. С. Ивановой, конструкционную прочность материалов.

Определено влияние на механические свойства и параметры K_{1c} и T изученных МСС таких структурных факторов как размер зерна, тип и морфология упрочняющих фаз, наличие остаточного и ревертированного аустенита. При этом наибольшее изменение значений K_{1c} ($\pm 50\text{--}70\%$ от номинального уровня) достигается за счет смены типа и морфологии интерметаллидов и соответствует области высокоэнергоемкого разрушения ($K_{1c} > 70$ МПа $\cdot\text{м}^{1/2}$). Напротив, отрицательное влияние зернограницных частиц $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ на снижение трещиностойкости в пределах $\pm 30\text{--}40\%$ больше всего проявляется в МСС с пониженным исходным уровнем сопротивления разрушению ($K_{1c} < 50$ МПа $\cdot\text{м}^{1/2}$). Наибольший прирост конструкционной прочности за счет превращения метастабильной γ -фазы в мартенсит деформации наблюдается в МСС со средним уровнем статической трещиностойкости.

С позиций структурной механики разрушения дано объяснение аномального роста значений K_{1c} на фоне снижения ударной вязкости при повышении температуры закалки до 1200°C , связанного с различным соотношением размера перегретого аустенитного зерна ($d \approx 200\text{--}250$ мкм) с размерами зон пластической деформации в вершине надреза и усталостной трещины. Установлено, что наличие в МСС структурных составляющих, существенно различающихся по уровню механических свойств и сопротивления разрушению, значительно усложняет кинетику развития трещины и процесс формирования поверхности излома. В этих условиях связь между энергоемкостью и доминирующим микроструктурным механизмом разрушения может приобретать неоднозначный характер. Так, для некоторых составов МСС и режимов обработки излом, сформированный по механизму квазискола, обеспечивает более высокие значения K_{1c} по сравнению с низкоэнергоемким вязким изломом, состоящим из неглубоких ямок.

По результатам макро- и микрофрактографического анализа установлено, что параметризация однородных по строению изломов МСС с преобладанием вязких ямок или фасеток квазискола с четко выраженными границами может быть проведена с помощью компьютерных программ количественной металлографии. При изучении более сложных и многоэлементных изломов целесообразно использовать методы фрактального и вейвлетного анализа, а также подходы, основанные на определении характера изменения оптической плотности изображения на поверхности разрушения.

ДВОЙНИКОВАНИЕ, СОПРОВОЖДАЮЩЕЕ РАЗРУШЕНИЕ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ МЕТОДОМ ЦАРАПАНИЯ

Башмаков В. И.¹⁾, Бетехтин В. И.²⁾, Даль Ю. М.³⁾, Чикова Т. С.¹⁾

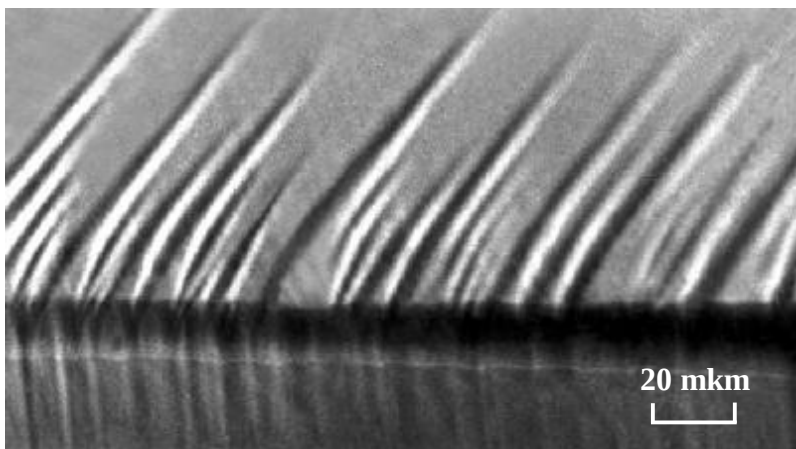
¹⁾ Мозырский государственный педагогический университет, Беларусь,
mozvuz@mail.gomel.by

²⁾ ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, С-Петербург, Россия, Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

³⁾ Санкт-Петербургский государственный университет, Россия

Несмотря на то, что метод царапания давно и успешно применяется при испытаниях широкого круга материалов на микротвердость [1], до сих пор остаются не выясненными физические механизмы этого способа воздействия, особенно для кристаллов с ярко выраженными плоскостями спайности. Для пластичных металлов принято считать, что царапание аналогично процессу резания. Острие внедряется в кристалл и при движении вызывает впереди себя упругую деформацию сжатия [2]. При анализе явления полностью игнорируется тот факт, что в двойникующихся металлах разрушение под действием сосредоточенной нагрузки сопровождается деформацией скольжением и двойникованием, протекающими одновременно.

На рисунке приведена микрофотография типичной царапины, полученной на плоскости спайности монокристалла висмута при комнатной температуре путем протягивания алмазной пирамидки Виккерса параллельно плоскости спайности с постоянной скоростью 3 мкм/с под нагрузкой $P = 0,2$ Н.



По всей длине обеих границ царапины образуются деформационные клиновидные двойники. Исследования показали, что количество, размеры и формы двойниковых прослоек зависят от величины нагрузки, скорости царапания и направления протягивания индентора относительно активных плоскостей двойникования, которое контролировалось по углу между действующей плоскостью двойникования и границами царапины. Все двойники имеют максимальную толщину у края царапины, которая по мере удаления от нее монотонно уменьшается. Это означает, что зарождение двойникующих дислокаций, обеспечивающих развитие двойника, осуществляется непосредственно у края царапины в процессе ее образования. Заметные различия размеров и геометрии границ всех клиновидных двойников, полученных в идентичных условиях у одной границы царапины обусловлены локальными особенностями структуры кристалла и сложным взаимодействием двойникования и скольжения.

При деформировании монокристалла висмута методом царапания, в отличие от индентирования [3], двойники появляются лишь в одной или двух кристаллографических плоскостях, причем на верхней и нижней границах царапины активные плоскости двойникования могут совпадать или быть различными.

1. Григорович В.К. Твердость и микротвердость металлов. – М.: Наука, 1976. – 230 с.
2. Кузнецов В. Д. Поверхностная энергия твердых тел. – М.: Гос. изд-во технико-теоретической литературы, 1954, – 220 с.
3. Башмаков В.И., Чикова Т.С. Эволюция геометрии двойниковых границ в висмуте при увеличении нагрузки // Кристаллография. – 2002. – Т. 47, № 3. – С. 537–542.

КИНЕТИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ ПРИ ДВОЙНИКОВАНИИ И РАЗРУШЕНИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕЛ

Башмаков В. И.¹⁾, Бетехтин В. И.²⁾, Даль Ю. М.³⁾, Чикова Т. С.¹⁾

¹⁾ Мозырский государственный педагогический университет, Беларусь,
mozvuz@mail.gomel.by

²⁾ ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, С-Петербург, Россия,
Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

³⁾ Санкт-Петербургский государственный университет, Россия

Считается, что в случае чистого двойникового процесса зарождения деформационных двойников атермический [1], и тепловое движение атомов в твердом теле не вносит в него никакого вклада. Роль же термофлуктуаций в зародышеобразовании и межатомных перегруппировках при механическом двойниковании, протекающем в условиях предшествующего и сопутствующего скольжения, до сих пор не выяснена.

В работе изучено влияние тепловых флуктуаций на элементарные акты деформационного двойникового монокристаллов висмута под действием ступенчато возрастающей концентрированной нагрузки. Обнаружено, что зарождение новых очагов двойникового и генерирование двойникоующих дислокаций источниками зависят от длительности действия нагрузки на кристалл, что, согласно [2], качественно подтверждает контролируемую роль флуктуационных составляющих в процессах двойниковой перестройки под действием сосредоточенной нагрузки и служит доказательством кинетической природы элементарных дислокационных процессов, обеспечивающих деформационное двойникование. Только на стадии атермического образования двойникового зародыша, когда тангенциальная скорость его развития составляет сотни метров в секунду [3], двойникование может определяться чисто силовым взаимодействием атомов, и работа образования двойникового зародыша выполняется внешней силой. Процессы последующей перестройки на двойниковых границах контролируются не напряжениями от внешней нагрузки, а закономерностями теплового движения атомов в кристалле.

Кинетический, термофлуктуационный характер носит также процесс развития микротрещин в кристаллических телах [4]. При этом зарождение микротрещин происходит в местах в локализации сдвиговой или ротационной деформации, а также при двойниковании. В свою очередь развитие трещин инициирует пластическую деформацию, в частности, как показано в публикуемых в этом сборнике тезисах (стр. 49) деформацию скольжения и двойникового, протекающих одновременно.

Полученные данные подтверждают тесную связь кинетики деформации и разрушения. Отметим, что роль внешней нагрузки на упругопластическую деформацию около образовавшихся в материалах микропор и трещин рассмотрена и проанализирована в [5].

1. Orowan E. Dislocations in metals. – New York: AIME, 1954. – 192 p.
2. Ретель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. – М.: Наука, 1974. – 560 с.
3. Финкель В.М., Федоров В.А., Королев А.П. Разрушение кристаллов при механическом двойниковании. – Ростов-на-Дону: Изд-во Рост. университета, 1990. – 176 с.
4. Бетехтин В.И., Владимиров В.И. Кинетика микроразрушения кристаллических тел-Л.: Наука, 1979, с.142-154.
5. Бетехтин В.И., Веселков С.Ю., Даль Ю.М., Кадомцев А.Г., Амосова О.В. Теоретическое и экспериментальное исследование влияния внешней нагрузки на поры в твердых телах. ФТТ, 2003, т.45, вып.4, с.42-48.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ СОПОСТАВЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ В СВЕЖЕЗАКАЛЕННОМ И ОХРУПЧЕННОМ СОСТОЯНИЯХ

Зайченко С. Г.¹⁾, Перов Н. С.²⁾, Глезер А. М.¹⁾

¹⁾ ГНЦ ЦНИИЧермет им. Бардина И.П., Москва, Россия

imph@imph.msk.ru

²⁾ Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Россия

Известно, что метод акустической эмиссии позволяет исследовать микро- и макроскопические процессы пластической деформации и разрушения. Изучались ленточные образцы аморфных металлических сплавов на основе Fe и Co в исходном состоянии и после отжига с параметрами $T = 593$ К и продолжительностью $\tau = 1$ час, то есть, претерпевших вязко-хрупкий переход. Использовался метод акустического многоуровневого анализа, позволяющий определять статистические характеристики импульсных потоков, осуществлять развертку отдельных импульсов во времени и производить спектральный анализ структуры последних. Длина реализаций импульсных потоков соответствовала временному интервалу нагружения ленточных образцов и составляла при изгибных испытаниях последних в свежезакаленном состоянии ≈ 40 с, охрупченных ≈ 12 с (до момента разрушения). Время-импульсный анализ показал, что у свежезакаленных образцов распределение интервалов между отдельными импульсами согласно χ -критерию отвечает Пуассоновской статистике, у отожженных – носит коррелированный характер. Сопоставление общего числа сдвиговых импульсов с данными растровой электронной микроскопии показало, что образование одной полосы сдвига отвечает одному сдвиговому импульсу для образцов в исходном состоянии. Спектральный анализ отдельных импульсов проводился многократным воспроизведением с видеоманитофона (в режиме «стоп-кадр») на анализатор спектра и графопостроитель. В свежезакаленном материале 70% от общего числа составляли импульсы с изрезанной огибающей, заполненные одной $f_1 \approx 30$ кГц или двумя: $f_1 + f_2 \approx 500$ кГц дискретными частотами. Остальные импульсы имели сплошное заполнение. В отожженных образцах можно говорить лишь микро-пластичности отдельных участков ленты, поскольку общее число импульсов было в 10 – 15 раз меньше, чем на временных реализациях свежезакаленных лент. Кроме того, у охрупченных образцов наблюдались 2–3 мощных импульса с энергией, на два-три порядка превышающей энергию сдвиговых импульсов и отвечающих моменту полного разрушения. Все импульсы в отожженных образцах имели сплошное заполнение без внутренней субструктуры. Определена скорость движения полос сдвига в свежезакаленных образцах, составляющая величину $\sim 4 \cdot 10^{-5}$ м/с, и установлено наличие эффекта Кайзера, свидетельствующее о незначительном деформационном упрочнении. Таким образом, можно сделать заключение об информативности метода акустической эмиссии для исследования микро- и макроскопических особенностей пластической деформации и разрушения аморфных сплавов, как в исходном состоянии, так и после наложения дестабилизирующих воздействий.

ВЛИЯНИЕ ГЛУБИНЫ ОТПЕЧАТКА, СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Головин Ю. И., Тюрин А. И., Коренков В. В., Бойцов Э. А., Хлебников В. В.,
Потапов С. В., Поверинова Г. В., Юнак М. А., Мелехов С. А.

Тамбовский государственный университет г. Тамбов, Россия

golovin@tsu.tmb.ru

Для выяснения влияния глубины, скорости относительной деформации и температуры на механические свойства материала в условиях действия высоких локальных напряжений большое значение имеет исследование кинетики формирования отпечатка при динамическом микро- и наноиндентировании.

В данной работе ставилась цель исследования влияния глубины, скорости относительной деформации $\dot{\epsilon}$ и температуры T на кинетику формирования отпечатка, величину динамической твердости материала H_d , коэффициент скоростной чувствительности нано- и микротвердости m , долю материала, вытесненного в навал около отпечатка β , коэффициент трещиностойкости K_{1c} , параметр Палмквиста α , микрохрупкость γ и поверхностную энергию разрушения W_p ряда ионных и ковалентных кристаллов (KCl, LiF, ZnS, Ge, GaAs, MgO, Si), металлов (Al), сталей (сталь 10), объемных аморфных металлических сплавов (Pd₄₀Cu₃₀Ni₁₀P₂₀ и Zr_{46,8}Ti₈Cu_{7,5}Ni₁₀Be_{27,5}), полимеров (ПММА) и керамик (керамика на основе ZrO₂) в диапазоне $\dot{\epsilon}$ от 3×10^{-3} до 10^2 с^{-1} , перекрывающем около пяти порядков величины, при глубине отпечатка $\leq 1 \text{ мкм}$.

Индентирование осуществляли алмазной пирамидой Берковича под действием треугольного импульса силы с варьируемой амплитудой $P_{\max} \leq 420 \text{ мН}$ и длительностью фронта импульса нагружения (в диапазоне времен $\tau = 10 \text{ мс} \div 300 \text{ с}$), на динамическом наноиндентометре собственной конструкции.

Это обеспечивало эквивалентные условия испытания при различных значениях $\dot{\epsilon} \approx v/h \sim 1/\tau$. Отношение $P_{\max}$ к соответствующей площади пластического отпечатка S принимали за динамическую твердость материала $H_d = P_{\max}/S$.

Для всех исследованных материалов установлена зависимость кинетики формирования отпечатка, а так же величин – H_d , m , β , K_{1c} , α , γ , W_p от глубины отпечатка, скорости относительной деформации, температуры и прочностных свойств материала (отношения статической твердости к модулю юнга исследуемого материала). Проведенный активационный анализ позволил установить мгновенные значения ряда активационных параметров (величину активационного объема и энергии активации) процессов пластической деформации при динамическом наноиндентировании. Полученные значения величины активационного объема позволили установить номенклатуру структурных дефектов и кинетику доминирующих микромеханизмов пластичности при действии высоких локальных напряжений в зависимости от глубины внедрения индентора, скорости относительной деформации и температуры.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-17198) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр Е02-3.4-263).

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ВЕЛИЧИНЫ ПРИЛОЖЕННОЙ СИЛЫ НА СООТНОШЕНИЕ МОНОТОННОЙ И СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ В МИКРО- И СУБМИКРООБЪЕМАХ

Головин Ю. И.¹⁾, Иволгин В. И.¹⁾, Тюрин А. И.¹⁾, Потапов С. В.¹⁾,
Бенгус В. З.²⁾, Табачникова Е. Д.²⁾, Хоник В. А.³⁾

¹⁾ Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
golovin@tsu.tmb.ru

²⁾ Институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины, Харьков, Украина

³⁾ Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия

Несмотря на то, что пластическая деформация (в отличие от упругой) протекает всегда неоднородно на атомарном уровне, в физике пластичности принято различать гомогенные и гетерогенные моды течения. Условная граница между ними определяется, главным образом, температурой испытания, скоростью относительной деформации, предысторией, характерными размерами образца и состоянием его поверхности. При этом пластическое деформирование за пределом текучести приводит к образованию большого числа структурных дефектов, самосогласованно движущихся в твердом теле и образующих сложные иерархические системы. Такое поведение вызывает макроскопические скачки деформации (эффект Савара, Портевена-Ле-Шателье и др.), анализ которых позволяет установить роль самоорганизации в формировании механических свойств. Освоение нанометрового диапазона характерных размеров объектов, элементов структуры, областей локальной деформации ставит задачу определения границ скейлинга процессов самоорганизации и механических свойств различных материалов в целом.

В работе исследуются особенности скачкообразной деформации и роли скачков в суммарном массопереносе при непрерывном нано- и микроиндентировании алюминий-магниевого поликристаллических и объемных аморфных металлических сплавов на основе палладия ($\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$) и циркония ($\text{Zr}_{46,8}\text{Ti}_8\text{Cu}_{7,5}\text{Ni}_{10}\text{Be}_{27,5}$) в широком диапазоне глубин отпечатка, скоростей относительной деформации и степени локализации деформации (с разрешением по глубине 1 нм и по времени - 50 мкс).

Анализ полученных данных показал, что скачки деформации могут возникать как в фазе роста усилия вдавливания, так и в процессе разгрузки. При этом число скачков в одном цикле индентирования могло меняться от десятков до полного отсутствия в зависимости от вида исследуемого материала скорости относительной деформации и величины прикладываемой нагрузки.

Обнаружено несколько мод деформации, последовательно сменяющих друг друга по мере погружения индентора в диапазоне глубин от десятков нанометров до единиц микрон, как в Al-Mg, так и в аморфных сплавах. Установлены границы и условия смены одной моды другой. Разделена роль масштабных и скоростных факторов в процессах самоорганизации при изменении их на 3 – 4 порядка величины. Проведен автокорреляционный, статистический и мультифрактальный анализ скачкообразных мод деформации при динамическом наноиндентировании.

Сопоставление статистических характеристик временных зависимостей неравномерной деформации, развивающейся в микро- и нанобъемах, позволило выявить сходства и различия отдельных стадий, мод и параметров неустойчивостей пластического течения в поликристаллических и аморфных материалах.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (04-02-17198) и МО РФ (Е02-3.4-263).

КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ ОТПЕЧАТКА И МИКРОМЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ СТУПЕНЧАТО-НАРАСТАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ

Головин Ю. И., Тюрин А. И., Бойцов Э. А., Хлебников В. В.

Тамбовский государственный университет, Тамбов, Россия

golovin@tsu.tmb.ru

Во многих случаях исследования физико-механических свойств материала при действии на него высоких, локальных, неоднородных напряжений представляет интерес наблюдения за кинетикой деформирования материала и протекающими физическими процессами на различных глубинах от поверхности при действии постоянной во времени приложенной нагрузки.

Для проведения подобных исследований в этой работе предложена методика динамического наноиндентирования ступенчато-нарастающей нагрузкой, которая позволяет исследовать кинетику и микромеханизмы деформирования на различных этапах формирования отпечатка (на этапах постоянства величины действующей силы) в зависимости от его глубины, времени индентирования и скорости относительной деформации.

Цель работы заключалась в исследовании кинетики и стадийности формирования отпечатка, определении кинетических и активационных параметров, установлении типа структурных дефектов и доминирующих микромеханизмов пластической деформации материала под индентором при действии ступенчато-нарастающей нагрузки.

Исследования осуществляли алмазной пирамидой Берковича при комнатной температуре на ионных и ковалентных кристаллах (LiF, Ge, Si), объемном аморфном металлическом сплаве ($Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$), керамике (керамика на основе ZrO_2) и полимере (ПММА) в диапазоне нагрузок от 15 до 100 мН и полной длительностью импульса нагружения от 0,1 с до 200 с, на специально разработанной установке, имеющей разрешение по глубине до 1 нм, а по времени - до 50 мкс.

В условиях действия ступенчато-нарастающей нагрузки установлена реальная кинетика формирования отпечатка, определены кинетические (скорость внедрения индентора и скорость относительной деформации) силовые (динамическая твердость, средние контактные напряжения под индентором и модуль Юнга) и активационные (величина активационного объема) параметры процесса формирования отпечатка. Выявлено, что на каждом этапе постоянства величины приложенной силы при ступенчато-нарастающей нагрузке отпечаток формируется в несколько стадий (в зависимости от типа исследуемого материала и скорости нагружения), отличающиеся характерными временами, кинетическими и активационными параметрами.

Показано, что начальные стадии обусловлены пластической деформацией за счет моноатомных микромеханизмов массопереноса, которые затем сменяются (например для ZrO_2 и аморфных сплавов) стадиями скоррелированного движения отдельных атомов (краудсионная пластичность и/или малоатомные кластеры), а например для LiF – дислокационной пластичностью. Для ПММА движения отдельных боковых групп макромолекулы на начальных стадиях сменяются движением хребтовых звеньев макромолекулы – на завершающих стадиях.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-17198) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр Е02-3.4-263).

ЛОКАЛИЗАЦИЯ ЗОНЫ ФОРМИРОВАНИЯ НЕУСТОЙЧИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНО- И МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ СПЛАВА Al-2,7%Mg

Головин Ю. И., Иволгин В. И.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

golovin@tsu.tmb.ru

Известно, что неустойчивая пластическая деформация, наблюдаемая при испытаниях поликристаллических макрообразцов путем их растяжения, обычно сопровождается макроскопическими подвижными полосами деформации, на фронте которых деформация возрастает скачком, многократно превышая ее среднее значение по образцу (локализация деформации). Их зарождение в жестких машинах типа “Instron” сопровождается скачком напряжения.

При микро- и наноиндентировании поликристаллических Al–Mg сплавов при определенных условиях также наблюдается неустойчивая пластическая деформация, приводящая к возникновению в системе «образец-индентор» релаксационных колебаний. Но условия ее возникновения при этом значительно отличаются от тех, которые реализованы при традиционных видах нагружения. К наиболее существенным из них следует отнести малую величину деформируемого объема (меньше размера зерна) и наличие в нем высокоградиентного поля напряжений.

В работе, на основе исследования закономерностей неустойчивости пластического течения при индентировании Al–Mg сплавов, показано, что общую деформацию в них можно, в первом приближении, представить в виде суммы устойчивой и неустойчивой компонент, взаимодействие между которыми достаточно мало. Установлено также, что основным условием, определяющим закономерности ее неустойчивой составляющей, является $\Delta H_v / \langle H_v \rangle = \text{const}$, где $\langle H_v \rangle$ – среднее значение микротвердости по Виккерсу, а ΔH_v – приращение микротвердости в промежутке между соседними скачками. Кроме того, установлена пропорциональная зависимость частоты релаксационных колебаний от скорости относительной деформации при индентировании. Ее максимальное значение определяется из условия, что неустойчивая пластическая деформация проявляется только при скоростях относительной деформации менее $0,05 \text{ с}^{-1}$.

Обычно, при линейном росте силы, приложенной к индентору, неустойчивое пластическое течение, возникнув на некоторой глубине, далее остается таковым до окончания процесса нагружения. Но изменяя закон изменения силы, легко добиться чередования фаз устойчивого и неустойчивого течения. Используя прерывистое нагружение (линейный или иной характер нагружения чередуется с паузами различной длительности) удалось показать, что неустойчивая компонента пластической деформации формируется за счет диффузионных процессов на периферии сильно деформированной зоны отпечатка.

На основе полученных результатов сформулирована феноменологическая модель, описывающая, в первом приближении, отмеченные выше закономерности неустойчивой пластической деформации при нано- и микроиндентировании Al–Mg сплавов при комнатной температуре.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-17198) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр Е02-3.4-263).

ПОВЫШЕННАЯ ПРЕДЕЛЬНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ ДО РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300-4,2 К

Бенгус В. З.¹⁾, Смирнов С. Н.¹⁾, Табачникова Е. Д.¹⁾, Подольский А. В.,
Столяров В. В.²⁾, Валиев Р. З.²⁾

¹⁾ ФТИНТ им. Б. И. Веркина НАН Украины, Харьков, Украина
bengus@ilt.kharkov.ua

²⁾ УГАТУ, Институт физики новых материалов, Уфа, Россия.

Уже известно почти 40 лет, что при охлаждении поликристаллического технически чистого титана ниже комнатной температуры его предельная пластичность до разрушения при растяжении значительно увеличивается [1], что увеличивает прочностные характеристики титана при криогенных температурах. Механизм этого необычного поведения неизвестен до настоящего времени.

С целью найти объяснение повышенной низкотемпературной пластичности до разрушения чистого Ti, мы провели систематические эксперименты, описанные в докладе, по изучению величины предельной пластичности до разрушения технически чистого Ti VT1-0 при 300, 77 и 4.2 К в крупнозернистом состоянии со средним размером зерна $d = 15$ мкм и в двух наноструктурных состояниях: со средним размером зерна $d = 300$ нм, полученным равноканальным угловым прессованием (РКУП), и $d = 100$ нм, полученным РКУП и дополнительной 75% холодной прокаткой с последующим 1 часовым отжигом при 300 С. Образцы деформировали одноосным растяжением с относительной скоростью $4 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$, на машине с упругой жесткостью 3 кН/мм, вплоть до образования шейки, а затем разрушения.

Величина пластической деформации наноструктурного Ti до образования шейки e_{neck} монотонно увеличивается при понижении температуры до 4.2 К (от 7 до 20 % для $d = 300$ нм и от 6 до 10 % для $d = 100$ нм). В поликристаллическом Ti величина e_{neck} увеличивается от 15% при 300 К, проходит через максимум 43% при 77 К и снижается до 31% при 4.2 К.

Мы рассмотрели возможное влияние имеющихся внутренних напряжений в наноструктурном и поликристаллическом титане на однородную предельную пластическую деформацию до разрушения e_{neck} при охлаждении ниже 300 К. На основе такого рассмотрения, мы предложили и проверили гипотезу, которая объясняет все наблюдаемые эмпирические закономерности (влияние температуры и среднего размера зерна) предельной пластичности наноструктурного и поликристаллического Ti в интервале температур 300-77 К стимулирующим влиянием термоупругих внутренних напряжений на размножение подвижных дислокаций путем двойного поперечного скольжения в больших зернах и на гетерогенное зарождение подвижных дислокаций и механических двойников от зернограничных источников в малых зернах. Эти термоупругие напряжения возникли вследствие охлаждения материала ниже 300 К, ввиду анизотропии коэффициента теплового расширения каждого зерна Ti, присущего кристаллам всех некубических кристаллографических классов [2].

Исследования финансировались по проекту комплексной программы фундаментальных исследований НАНУ “Наносистемы, наноматериалы та нанотехнології”.

1. Р. А. Ульянов, В. А. Москаленко, Металловедение и термическая обработка металлов, № 10: 48 (1966).
2. В. А. Лихачев, Физика твердого тела, 3, № 6: 1827 (1961).

GROWTH SHAPES OF COPPER ELECTROLYTIC CRYSTALS WITH PENTAGONAL SYMMETRY

Yasnikov I. S., Dovzhenko O. A., Vikarchuk A. A.

Togliatti State University, Togliatti, Russia, yasn@infopac.ru

Our work is devoted to the investigation of an origin and features of an internal structure rather large pentagonal crystals formed during electrodeposition of copper and having the various external forms. The studies of morphology and structure of such crystals were conducted by means of scanning and transmission electron microscopy as well as metallography. The electrodeposition of copper on indifferent substrate brings into existence of the eight types of pentagonal crystals, which one are formed both two-dimensional nucleuses and from three-dimensional clusters. It was possible to characterize the observable pentagonal crystals as a function of the form of their growth and the sizes by the following way (l – normal and d – tangential directions to the substrate):

- Cone – shaped crystals ($l/d \approx 2 - 5$) grown from two-dimensional nucleuses, which were formed on copper crystallographic planes (110) (Fig. 1, *a*);
- Disk – shaped crystals ($l/d \approx 0.2 - 0.5$) grown on indifferent substrate presumably from three-dimensional decahedral clusters and having one pentagonal symmetry axis (Fig. 1, *b*);
- Crystals as “basketballs” (Fig. 1, *c*) and star-shaped polyhedrons (Fig. 1, *d*) ($l/d \approx 1$) grown on indifferent substrate presumably from three-dimensional clusters and having six pentagonal symmetry axes;
- Needle-like crystals as pentahedral prisms or whiskers ($l/d \approx 20 - 100$) grown on substrate defects (Fig. 1, *e*);
- Crystals as pentagonal microtubes ($l/d \approx 20 - 100$) with inside channel (Fig. 1, *f*);
- Five-petal configurations ($l/d \approx 1$) (Fig. 1, *g*) co-organized around pentahedral prism and grown presumably from decahedral clusters;
- Crystals – hedgehogs ($l/d \approx 1$) (Fig. 1, *h*) grown presumably from icosahedral clusters (multi-petal configurations);
- Dendrites with five-fold symmetry ($l/d \approx 0.2 - 0.5$) (Fig. 1, *i*).

All of these crystals were formed from one center of crystallization and have one or six 5-fold symmetry axes and have the disclination origin. The most convincing experimental proofs of disclination origin of pentagonal crystal growth during electrodeposition are the splitting of the central point in large crystals (≈ 50 mkm) where five twinning boundaries are converged and the occurrence of the pentagonal point on periphery of twinning boundary during the etching of crystal.

The conservation of initial pentagonal symmetry unique for small particles in the case of formation and growth of macrocrystals can be explained by the facts that the elastic energy connected with disclination relaxed by the following means [1]: splitting of converged twinning boundaries point; formation of wedge-shape volumetric defect composed of a thin twinning boundaries; formation of opened sector instead of twinning boundary; formation of new phase without pentagonal symmetry inside the initially 5-fold symmetry crystal; formation of twinning boundaries, stacking faults, dislocations e.t.c.

We confirm in experiments these ways of a relaxation and found out a set of other ways due to which pentagonal symmetry is conserved in crystals with the sizes up to hundreds micron.

Crystals with pentagonal symmetry have specific properties. The distant order is broken in such crystals. They contain disclinations and high concentration of twinning boundaries. The sliding of dislocations is forbidden in such crystals. The structure and anisotropy of properties is well defined in five-fold symmetry crystals. It is expected that coatings, films and foils from such crystals will reveal unusual properties. Therefore the study of pentagonal crystals and

quasicrystal structures is rather actual now and represents not only scientific but also practical interest as it opens ways for developing materials with new properties.

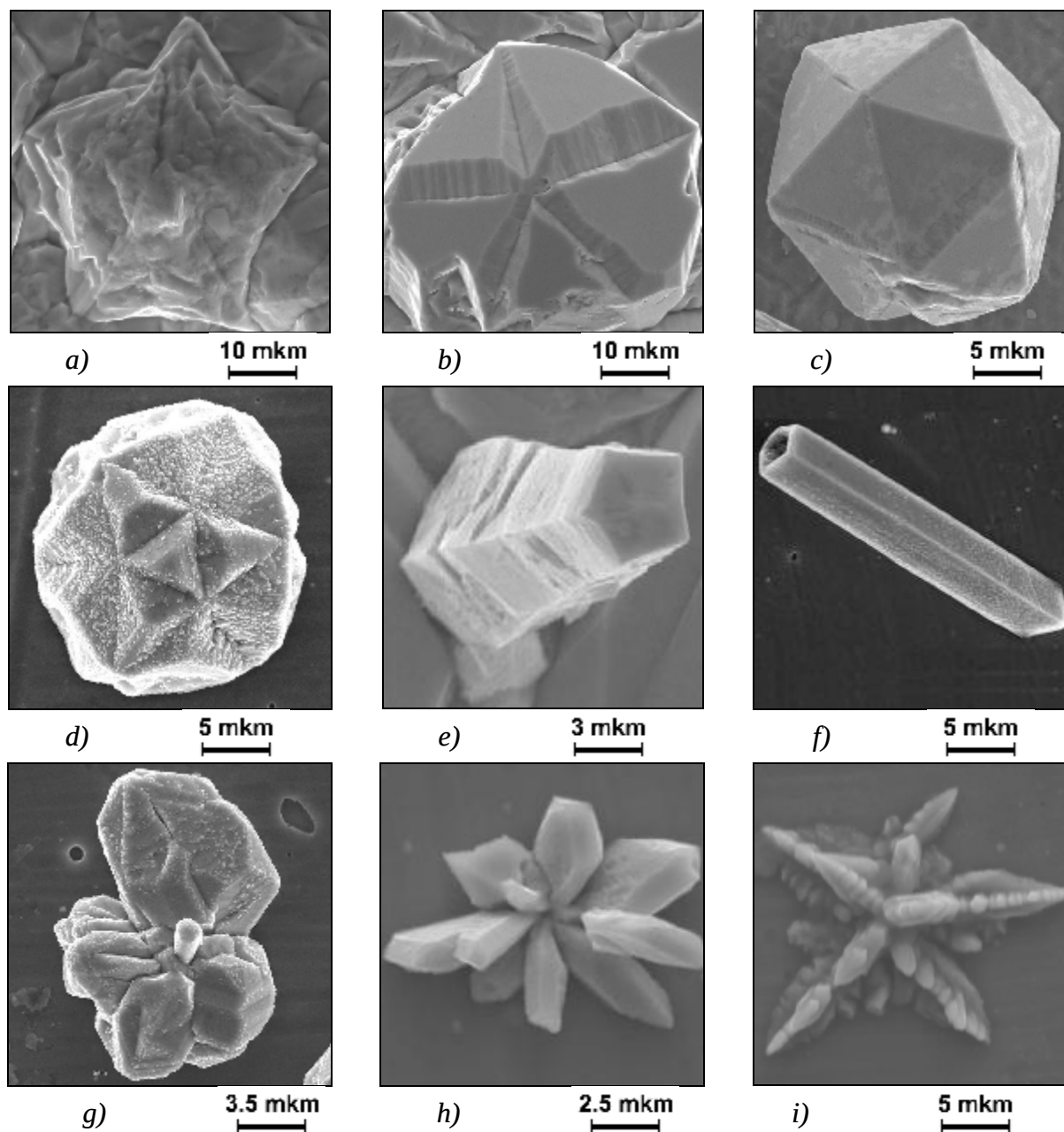


Fig. 1. Different exterior form of pentagonal crystals.

The present work has been carried out on the basis of the financial support of Russian Foundation for Basic Research (project No 05-02-96508).

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.

ФОРМИРОВАНИЕ ПОЛОСТИ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НИТЕВИДНЫХ МИКРОКРИСТАЛЛАХ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Ясников И. С., Довженко О. А., Викарчук А. А.

*Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия,
yasn@infopac.ru*

Проведённые нами в последнее время эксперименты показывают, что, варьируя условия электроосаждения и тип подложки, удастся получить пентагональные кристаллы меди с поперечными размерами от 1 до 300 мкм и разным габитусом. При этом среди полученных объектов выделяется, по крайней мере, восемь видов пентагональных кристаллов, различающихся между собой внешней формой, размерами и внутренним строением, причем каждый из видов образуется в довольно узком диапазоне плотностей тока и на подложках определенного типа [1]. Среди многообразия полученных пентагональных кристаллов в настоящее время, как научный, так и практический интерес представляют полые пентагональные кристаллы. Кристаллы в виде пентагональных трубок, имеющих на 1 г веса площадь более 300 м², могут использоваться в качестве электродов при производстве микроаккумуляторов и конденсаторов; при создании фильтров, например, для очистки крови; изготовлении сосудов для хранения сжиженных газов; для создания микрочипов и электронной аппаратуры, а также для создания новых композиционных материалов.

Формирование полости в пентагональных кристаллах впервые было теоретически предсказано в работе [2] и описано с позиции теории дисклинаций в работе [3]. Однако экспериментальных данных, подтверждающих идею, было недостаточно; отсутствовали сведения об особенностях образования полости в пентагональных кристаллах электролитического происхождения. Исследование таких кристаллов стало целью настоящей работы.

Поскольку растущий в процессе электроосаждения кристалл является открытой системой, то формирование полости в пентагональном нитевидном кристалле логично рассматривать с позиций неравновесной термодинамики и трактовать её как один из способов релаксации упругой энергии, связанной с дефектом дисклинационного типа.

Проведённые нами исследования [4] с позиций неравновесной термодинамики и теории открытых систем позволили сделать следующие выводы:

- Существует некий критический размер кристалла в радиальном направлении R_{min} ниже которого образование полости в пентагональном кристалле термодинамически невыгодно, поэтому в экспериментах при $R < R_{min}$ наблюдаются нитевидные кристаллы («усы») без полости внутри (рис. 1).

- При $R > R_{min}$ для сохранения стационарного состояния в процессе роста нитевидных пентагональных кристаллов термодинамически выгодно образование в них полости, причём фиксированному значению R в этой области отвечают два значения радиуса полости. Проведённый анализ показывает, что хотя при этих значениях состояние системы является стационарным (первая вариация энтропии равна нулю: $\delta S = 0$), но вторая вариация энтропии $\delta^2 S$, играющая роль функции Ляпунова, характеризующей устойчивость стационарного состояния (см. например [5]), имеет разные знаки для выделенных значений радиуса полости. Радиус полости, приходящийся на неустойчивую ветвь диаграммы, чувствителен по отношению к флуктуациям радиуса пентагональной трубки в процессе роста и, как правило, полости, находящиеся в нанометрическом диапазоне, закрываются в процессе роста (рис. 1). Значение радиуса полости, лежащее на устойчивой ветви, ста-

бильно по отношению к флуктуациям радиуса пентагональной трубки в процессе роста и фиксировано в процессе роста кристалла (рис. 1).

- Для каждой ветви роста (рис. 1) также существует некий критический размер кристалла в радиальном направлении, выше которого энергетически выгодно преобразование пентагонального кристалла с дисклинацией вдоль его оси в бездефектный монокристалл.

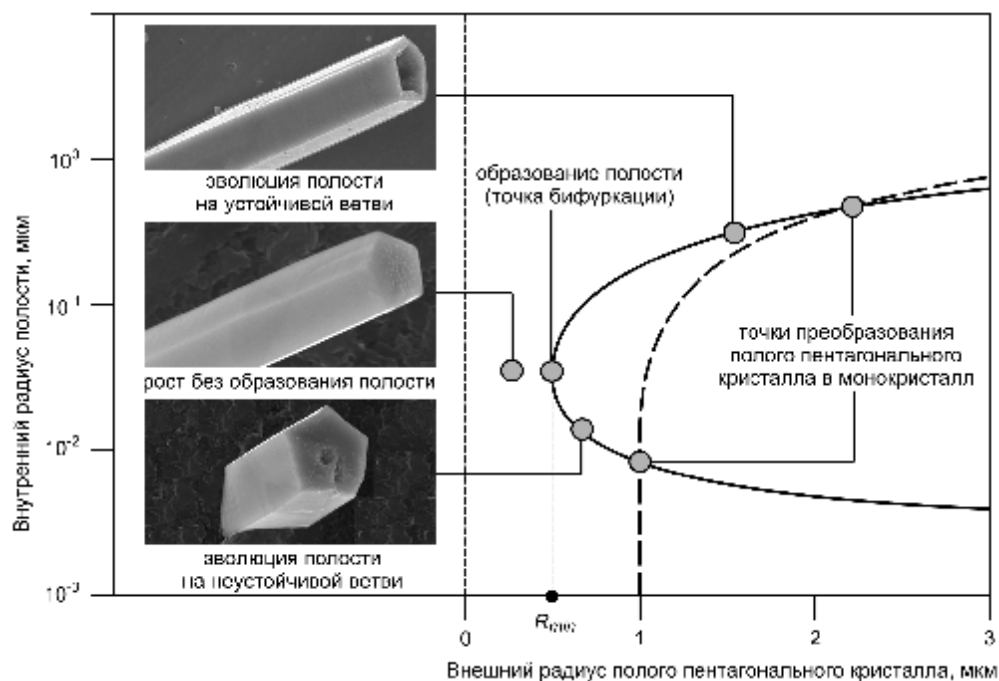


Рис. 1. Диаграмма зависимости образования и радиуса полости в пентагональном кристалле от внешнего радиуса кристалла.

На основании проведённых исследований можно утверждать, что внутренняя структура пентагонального нитевидного кристалла самоорганизуется таким образом, чтобы минимизировать энергию, связанную с дефектом дисклинационного типа и сохранить стационарное состояние в процессе роста кристалла.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект № 05-02-96508).

1. А. А. Викарчук, А. П. Воленко Пентагональные кристаллы меди: многообразие форм роста и особенности внутреннего строения // Физика твёрдого тела – 2005. – Т. 47, Вып. 2. – С. 339 – 344.
2. Владимиров В. И., Романов А. Е. Дисклинации в кристаллах. - Л.: Наука, 1986.
3. E. Romanov, I. A. Polonsky, V. G. Gryaznov, S. A. Nepijko, T. Junghanns and N. I. Vitrykhovsky Voids and channels in pentagonal crystals // Journal of Crystal Growth – 1993. – V. 129. – P.691 – 698.
4. И. С. Ясников, А. А. Викарчук Термодинамика образования полости в нитевидных пентагональных кристаллах в процессе электроосаждения меди // Труды XLIII Международного семинара «Актуальные проблемы прочности». – Витебск, 2004. – Т. 1. - С. 265 – 272
5. Кольцова Э. М., Гордеев Л. С. Методы синергетики в химии и химической технологии. - М.: Химия, 1999. - 256 с.

МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ НИТЕВИДНЫХ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Ясников И. С., Талалова Е. В., Викарчук А. А.

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия,
yasn@infopac.ru

Среди полученных нами в процессе электроосаждения микрокристаллов с пентагональной симметрией [1] при определённых условиях электроосаждения был отмечен преимущественный рост нитевидных кристаллов в виде трубок и «усов» для которых отношение $l/d > 10 \dots 20$, где d – их диаметр, l – длина. Данные объекты вызывают особый интерес в физике твёрдого тела, поскольку имеют необычные механические и электрические свойства по сравнению с монокристаллической медью.

Проведённые нами исследования выявили два различных механизма образования и роста нитевидных кристаллов: на дефектах подложки (рис. 1, а) и на дисклинациях (рис. 1 б). Выброс нанотрубок или «усов» пентагональным кристаллом можно рассматривать как один из механизмов релаксации упругой энергии, связанной с дефектом дисклинационного типа, находящимся в пентагональном кристалле (рис. 1, б).

Проведённые теоретические оценки показали, что скорость роста нитевидных кристаллов из места выхода дисклинации на поверхность икосаэдрического пентагонального кристалла примерно в 2...2,5 раза больше, чем скорость роста нитевидных кристаллов на дефектах подложки.

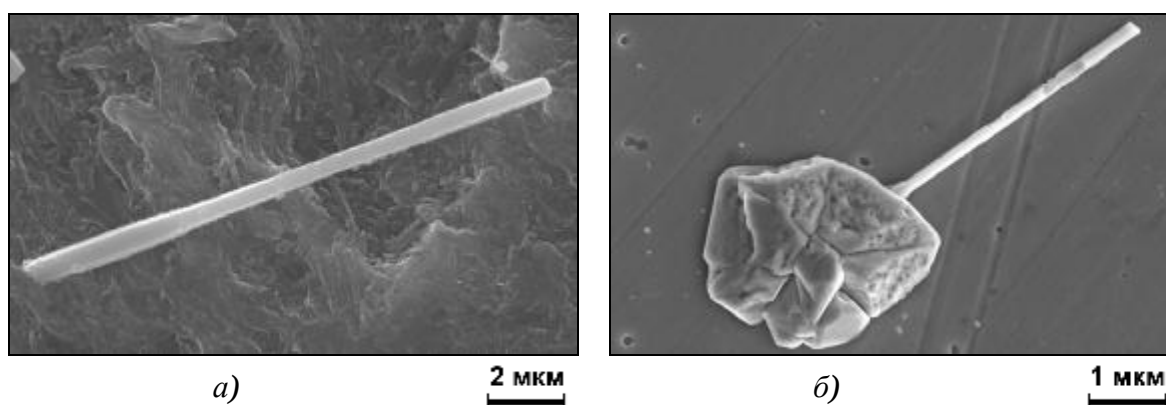


Рис. 1. Нитевидные кристаллы, выросшие в процессе электроосаждения меди.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект № 05-02-96508).

1. А. А. Викарчук, А. П. Воленко. Пентагональные кристаллы меди: многообразие форм роста и особенности внутреннего строения // Физика твёрдого тела – 2005. – Т. 47, Вып. 2. –С. 339 – 344.

ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМОВ ТЕПЛООБМЕНА НА ФОРМИРОВАНИЕ ГАБИТУСА ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Ясников И. С., Костин В. И., Талалова Е. В., Викарчук А. А.

*Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия,
yasn@infopac.ru*

Проведённые нами эксперименты по электроосаждению меди и получению пентагональных кристаллов меди с поперечными размерами от 1 до 300 мкм и разным габитусом [1], а также рассмотрение кинетики начального этапа роста пентагональных кристаллов из трёхмерных зародышей на подложках с малой адгезией позволило нам сделать вывод о необходимости учёта при теоретических оценках не только массообмена, но и теплообмена растущего островка, в частности, с электролитом и подложкой [2].

Поскольку растущий в процессе электроосаждения кристалл является открытой системой, то нами на примере эволюции пентагональных малых частиц были рассмотрены процессы теплообмена в растущем кристалле с позиций неравновесной термодинамики. Проведённые нами эксперименты и теоретические оценки позволили сделать следующие выводы:

- Формирование кристалла начинается с некристаллического островка роста сферической формы, имеющего декаэдрическое или икосаэдрическое расположение атомов, и при заданных условиях электроосаждения продолжается вплоть до размеров $R_1 \approx 0,05 \dots 0,5$ мкм с сохранением стационарного состояния.

- При размерах порядка $R_1 \approx 0,05 \dots 0,5$ мкм происходит переход островка из некристаллического состояния в кристаллическое. Дальнейшая эволюция микрокристалла определяется особенностями теплообмена в островке.

- Если локальная плотность тока на сферический островок роста при электроосаждении сравнительно мала ($j < j_{\text{лок}} \sim 10^2 \text{ А/м}^2$), то островок не перегревается выше температуры кипения электролита, при этом отвод тепла, связанного с образованием твёрдой фазы из отдельных ад-атомов, будет успешно осуществляться через поверхность островка роста в электролит. Островок сферической формы будет расти с сохранением стационарного состояния вплоть до размера $R_2 \approx 0,1 \dots 0,2$ мкм.

- Если же локальная плотность тока электроосаждения на сферический островок роста достаточно высока ($j > j_{\text{лок}} \sim 10^2 \text{ А/м}^2$), то островок роста перегреется до температуры выше температуры кипения электролита. В этом случае электролит, непосредственно прилегающий к поверхности островка роста, нагреется до температуры кипения, и вокруг островка роста образуется «паровая шуба», обладающая теплопроводностью на 2...3 порядка меньшей, чем теплопроводность электролита. В отсутствии отвода тепла островок моментально нагреется до температуры, близкой к температуре плавления меди (для малых частиц она может быть порядка 500°C). При этом островок роста перейдёт из твёрдого состояния в жидкое и «оседет» на подложку в виде полушара. Новый радиус полусферического островка роста определяется условием сохранения объёма.

- После изменения условий и геометрии отвода тепла (отвод тепла осуществляется, в основном, в подложку) произойдёт резкое уменьшение температуры островка, и он преобразуется в микрокристалл.

- Дальнейший рост микрокристалла будет сопровождаться структурообразованием, необходимым для сохранения стационарного состояния, а именно: образованием дефекта дисклинационного типа, огранкой поверхности, образованием двойниковых границ, увеличением площади поверхности за счёт трансформации в звёздчатый многогранник.

Таким образом, использование неравновесной термодинамики и теории открытых систем, позволяет объяснить влияние особенностей теплообмена в островке роста на формирование габитуса пентагональных малых частиц (в том числе звёздчатых многогранников) при электрокристаллизации меди.

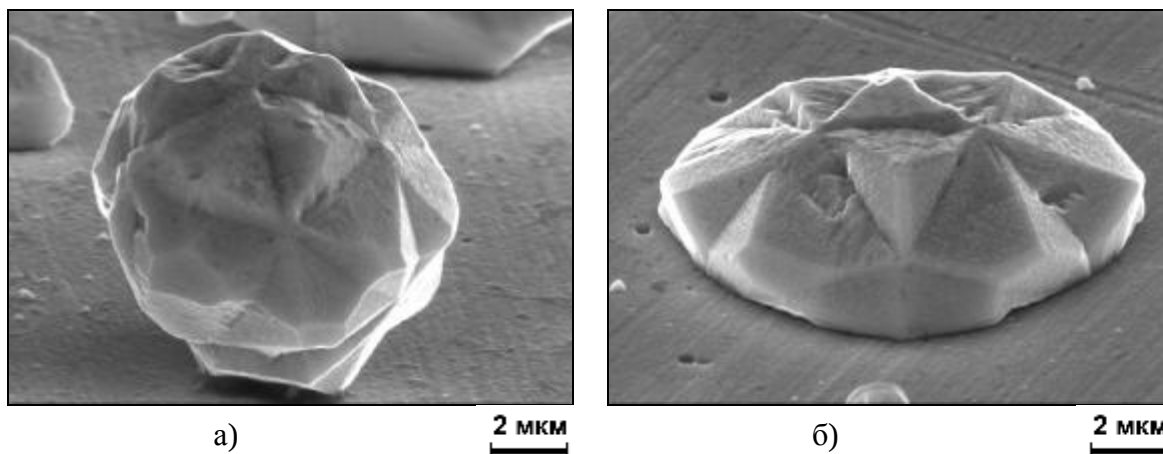


Рис. 1. Габитус звёздчатых многогранников при различных механизмах отвода тепла, выделившегося при образовании твёрдой фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект № 05-02-96508).

1. А. А. Викарчук, А. П. Воленко Пентагональные кристаллы меди: многообразие форм роста и особенности внутреннего строения // Физика твёрдого тела – 2005. – т. 47, вып. 2. – стр. 339 – 344.
2. А. А. Викарчук, А. П. Воленко, В. И. Скиданенко Модель начального этапа электрокристаллизации меди на индифферентных подложках // Известия РАН. Серия физическая – 2004. – т. 68, № 10. – стр. 1384 – 1390.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВЯЗИ ЯВЛЕНИЯ НЕОБРАТИМОЙ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ С НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

Черняева Е. В.¹⁾, Ясников И. С.²⁾, Мерсон Д. Л.³⁾

¹⁾Санкт-Петербургский государственный университет, Россия

²⁾НТЦ ОАО "АВТОВАЗ", Россия

³⁾Тольяттинский государственный университет, Россия

merson@infopac.ru

Хорошо известно, что для большинства углеродистых и легированных сталей в результате отпуска в интервале температур 250 – 400 °С имеет место провал по ударной вязкости. Это явление получило название необратимой отпускной хрупкости (НОХ).

В сплавах особо высокой чистоты НОХ не наблюдается, поэтому по одной из гипотез, причиной охрупчивания являются сегрегации примесей (серы, фосфора, марганца и др.) по границам зерен. Настоящая работа посвящена проверке справедливости данной гипотезы.

В качестве объекта исследования выбран промышленный сплав ВП-30 (30ХСНВФА). Разрывные образцы с размерами рабочей части 4×8×30 мм подвергали закалке от температуры 870 °С в воду с последующим отпуском в течение 1 часа в диапазоне температур 200 – 450 °С с интервалом 50 °С.

После термообработки образцы испытывали на одноосное растяжение на разрывной машине Н50К-Т (производства Tinius Olsen Ltd) со скоростью деформирования $5,5 \cdot 10^{-4}$, с⁻¹. Далее методом рентгеноспектрального микроанализа на блоке рентгеновского энергетического спектрометра модели INCA Energy-300 сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP снимали карты распределения химических элементов с поверхности излома и на поверхности шлифа, изготовленного из образца данной стали, в поперечном сечении вблизи места разрушения. Анализируемая площадь была одинакова и составляла примерно 20×15 мкм.

Полученные рентгеновские спектры и карты распределения химических элементов по исследуемым поверхностям для образца, отпущенного при температуре 250 °С, выявили тот факт, что на поверхности излома присутствует сера, как в свободном состоянии, так и виде сульфидов легирующих элементов, а на поверхности шлифа сера методами рентгеноспектрального микроанализа не идентифицируется. Кроме того, установлено, что марганца в изломе больше, чем с плоской поверхности (и это несмотря на то, что сигнал с излома ослаблен, и, в действительности, марганца там ещё больше).

Таким образом, концентрация примесей (S и Mn) в зоне излома существенно выше, чем вне его, что служит подтверждением гипотезы о связи явления необратимой отпускной хрупкости с сегрегациями примесей по границам зерен.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ИНФОРМАЦИОННОЙ МОДЕЛИ МИКРОПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА МЕЗОУРОВНЕ

Осташев В. В. Шевченко О. Д.

Псковский педагогический институт им. С.М.Кирова, Псков, Россия

ostvv@yandex.ru

Общие положения. Целью работы является разработка теоретических основ информационной модели с использованием формальных представлений синергетической теории информации. С информационной точки зрения развитие микропластических деформаций на мезоуровне представляет собой последовательный процесс уменьшения неопределенности исходной информации, в основе которого лежит структурирование. При этом математическая структура, заданная на множествах- состояниях, моделирует лишь те свойства реальной системы, которые сохраняются неизменными при ее переходах из одного состояния в другое, то есть имеются соответствия, сохраняющие структуру.

Постановка задачи и определения. Деформируемый поликристаллический материал на мезоуровне представляется как конечное дискретное пространство N со структурой, состоящей из $S(\epsilon_i, \gamma_i, \omega_i) \in N$ взаимосвязанных мезодефектов одного иерархического уровня. Совокупность сдвигов γ , поворотов ω и линейных деформаций ϵ образует информационное пространство $\Gamma\{\epsilon_i\}, \Omega\{\gamma_i\}, E\{\omega_i\}$, представляющее собой класс одинаково структурированных множеств. Функциональная модель структуры задается отображением:

$$M: \Gamma \times \Omega \times E \times [0, T] \rightarrow \Theta, \quad (1)$$

которое каждой тройке $\gamma \in \Gamma$, $\omega \in \Omega$, $\varepsilon \in E$ ставит в соответствие среднюю деформацию Θ , рассматриваемую как множество возможных, в зависимости от условий, деформаций в интервале времени $[0, T]$.

В общем случае, при наличии трех системных объектов Γ , Ω , E и отображений $\alpha: \Gamma \rightarrow \Omega$, $\beta: \Omega \rightarrow E$, каждая пара содержит полную взаимную информацию $I_{\Gamma \rightarrow \Omega}$, $I_{\Omega \rightarrow E}$

$$\begin{aligned} I_{\Gamma \rightarrow \Omega} &= H(\Gamma) - H(\Gamma|\Omega) = H(\Omega) - H(\Omega|\Gamma) \\ I_{\Omega \rightarrow E} &= H(\Omega) - H(\Omega|E) = H(E) - H(E|\Omega) \end{aligned} \quad (2)$$

$H(\Gamma) = I_{\Gamma}$, $H(\Omega) = I(\Omega)$, $H(E) = I(E)$ – безусловная энтропия или самоотражаемая информация системы объектов Γ , Ω , E , $H(\Gamma|\Omega)$; $H(\Omega|\Gamma)$, $H(\Omega|E)$, $H(E|\Omega)$ – условная энтропия или энтропия отражения, $I_{\Gamma \rightarrow \Omega}$, $I_{\Omega \rightarrow E}$ – негэнтропия отражения – информация об одном системном объекте, отраженная через непосредственно связанный с ним другой системный объект.

Каждое из выражений (2) представляет собой принцип максимума информации, записанный в двух эквивалентных совершенно равноправных, но интерпретируемых по разному формах. В качестве интегративной характеристики элементов γ , ω , ε системных объектов Γ , Ω , E , определяющей инвариант структуры и меру информации, принимается индивидуальный символьный код, составленный с помощью n -символьного алфавита. Длина символьного кода $L(\gamma)$, $L(\omega)$, $L(\varepsilon)$ (число символов кода) функционально связана с числом элементов $m(\Gamma)$, $m(\Omega)$, $m(E)$.

$$I_{\Gamma} = L(\gamma) = \log_2 m(\Gamma), \quad I_{\Omega} = L(\omega) = \log_2 m(\Omega), \quad I_E = L(\varepsilon) = \log_2 m(E), \quad (3)$$

а величина негэнтропии отражения $I_{\Gamma \rightarrow \Omega}$ есть результат воспроизведения средней длины интегративного кода элементов системного объекта Γ через непосредственно связанный с ним системный объект Ω .

Соответствия, осуществляющие отражения системных объектов в структуре деформируемого поликристаллического материала, определим как информационные морфизмы. Анализ информационного пространства, учитывающий комбинацию сюръективного и функционального соответствия в принципиально важном случае потери информации ($m(\Gamma) - m(\Omega) \geq 0$ $m(\Omega) - m(E) \geq 0$) при отображении $\alpha: \Gamma \rightarrow \Omega$, $\beta: \Omega \rightarrow E$ приводит к выражению для условной информации

$$H(\Gamma|\Omega) = - \sum_{i=1}^N \frac{m(\Omega_i)}{m(\Gamma_i)} \log_2 \frac{m(\Omega_i)}{m(\Gamma_i)} \quad (4)$$

Разработанная информационная модель позволяет:

1. Определить меру структурной организации деформируемого поликристаллического материала посредством R - функции ($R = I_{\Gamma \rightarrow \Omega} / H(\Gamma|\Omega)$);
2. Построением функции независимости ($i_{\Gamma|\Omega} = H(\Gamma|\Omega) / H(\Gamma)$, $i_{\Omega|\Gamma} = H(\Omega|\Gamma) / H(\Omega)$) оценить степень нелинейности взаимодействия между сдвигами и поворотами.
3. Построением функции причинности ($\psi = i_{\Gamma|\Omega} / i_{\Omega|\Gamma}$) выявить первичность сдвигов и поворотов при пластической деформации поликристаллов

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки (грант Е 02- 4.0- 160.)

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛАЗЕРНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ АЛЮМОИТТРИЕВОГО ГРАНАТА И ОКИСИ ИТТРИЯ

Каминский А. А.¹⁾, Акчурин М. Ш.¹⁾, Гайнутдинов Р. В.¹⁾, Такайчи К.²⁾,
Ширакава А.²⁾, Яги Х.³⁾, Янагитани Т.³⁾, Уеда К.²⁾

¹⁾ *Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия*

akchurin@ns.crys.ras.ru

²⁾ *Институт лазерной науки, Университет электросвязи, Токио, Япония*

³⁾ *Такума Уоркс, Конашима Кемикал Ко., Кагава, Япония*

Методами РЭМ-КЛ и атомно-силовой микроскопии изучена деформационная структура, возникающая при действии сосредоточенной нагрузки на механически полированные плоскости лазерных Y_2O_3 – и $Y_3Al_5O_{12}$ нанокристаллических керамик. Исследованы процессы разрушения и тонкая морфология зерен и межзеренных границ. Определены микротвердость и вязкость разрушения исследуемых лазерных керамик и проведено сравнение с механическими характеристиками соответствующих монокристаллов.

Показано, что области вблизи отпечатков и царапин обладают повышенной люминесцентной способностью, что связано с массопереносом за счет точечных дефектов. Гашение люминесценции дна отпечатков и царапин объясняется аморфизацией кристаллической структуры.

Установлено, что вязкость разрушения и микротвердость исследуемых керамик в 2,5-4,5 и 1,2-1,3 раза выше, чем у одноименных монокристаллов. Изменение механических свойств связано как с размерами и структурой зерен, так и со строением межзеренных границ. Из анализа морфологии зерен, кристаллографических особенностей межзеренных границ и их тройных стыков предположено, что в основе механизмов образования качественных нанокристаллических материалов, в частности, лазерных нанокристаллических керамик, лежат процессы двойникования.

ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК РАЗРУШЕНИЯ И ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Карькина Л. Е.¹⁾, Яковлева И. Л.¹⁾, Хлебникова Ю. В.¹⁾, Счастливец В. М.¹⁾,
Урцев В. Н.²⁾

¹⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*

phym@imp.uran.ru

²⁾ *ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНПО «Интелс», Магнитогорск, Россия*

Проведено сопоставление механических свойств, фрактографии поверхности разрушения и структуры углеродистой стали У8 в зависимости от температурно-временных характеристик высокотемпературной деформации.

Исследование проводили на образцах углеродистой эвтектоидной стали У8, содержащей 0.85 % С, 0.43 % Мп, 0.20 % Si. Деформацию образцов осуществляли кручением на пластометре торсионного типа. Температура деформации варьировалась от 650 до 900 °С. Скорость деформации составляла $0.018 \pm 1.3 \text{ с}^{-1}$. Величина деформации изменялась от 0.022 до 1.3.

Металлографическое исследование показало, что в зависимости от температуры, степени и скорости деформации в образцах формируется либо только перлитная, либо смешанная (перлитно-мартенситная) структура. Как известно, при деформации кручением цилиндрических образцов степень деформации изменяется по радиусу от максимального значения на поверхности до нуля вблизи оси стержня. Электронно-микроскопический анализ и изучение поверхности разрушения показали, что микроструктура и характер разрушения также изменяются по радиусу образца, то есть от степени деформации. Показано, что в образцах с полностью перлитной структурой характер разрушения изменяется от вязкого в центральной части образца к хрупкому в периферийной части, где обнаруживаются ступени хрупкого скола с четко выраженным ручьевым узором.

При электронно-микроскопическом исследовании впервые экспериментально установлено, что дислокационная структура аустенита, сформировавшаяся при горячей деформации, наследуется при последующем фазовом превращении структурными составляющими перлита, в большей степени цементитом, чем ферритом. При понижении температуры деформации с 900 до 750 °С наблюдается увеличение плотности дефектов в перлите. В ферритной составляющей перлита повышенная плотность дислокаций наблюдается вблизи межфазных границ и границ перлитных колоний. Таким образом, изменение фрактографии разрушения от вязкого к хрупкому обусловлено неоднородным распределением дислокаций, которые наследуются структурными составляющими перлита при деформации стали в аустенитной области.

Неоднородность деформации при ВТМО проявляется также в неоднородности пространственного распределения перлитной и мартенситной составляющей при частичном фазовом превращении. В образцах со смешанной мартенсито-перлитной структурой мартенсит наблюдается в основном в центральной зоне образца, ближе к периферийной области доля перлитной составляющей увеличивается. Установлено, что появление даже небольших участков мартенсита в структуре приводит к резкому падению пластических характеристик. Разделение структурных составляющих на перлит и мартенсит в одном образце позволило провести изучение структуры межфазной границы перлит/мартенсит и анализ ориентационной связи между всеми фазами (мартенсит, феррит и цементит) вблизи нее.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 04-03-96140-р2004урал_а и гранта № 14-04-02 Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНиО «Интелс».

ПРИРОДА ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Ti_3Al . РЕЗУЛЬТАТЫ МД МОДЕЛИРОВАНИЯ

Яковенкова Л. И., Карькина Л. Е.

Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия

yakovenkova@imp.uran.ru

Интерметаллид Ti_3Al , обладающий упорядоченной гексагональной сверхструктурой DO_{19} , является основной составляющей ряда однофазных и двухфазных сплавов, перспективных для практического применения как жаропрочных и жаростойких материалов. Однако его более активному применению препятствует хрупкость при комнатной температуре. К настоящему времени накоплен достаточно большой объем экспериментальных данных о типах наблюдаемых плоскостей, по которым происходит разрушение сколом в Ti_3Al . При хрупком разрушении монокристаллов Ti_3Al , ориентированных для пирамидального и базисного скольжения, обнаружены $\{10\bar{1}2\}$, $\{\bar{1}\bar{1}23\}$, $\{10\bar{1}1\}$, (0001) плоскости скола [1].

В большинстве случаев распространение трещины определяется соотношением между поверхностной энергией раскрывающейся трещины и теми релаксационными процессами, которые проходят в области вблизи ее вершины. В модели Райса и Томпсона проведен анализ соотношения между склонностью материала к разрушению сколом и пластической релаксацией, что позволяет прояснить причины хрупкости монокристаллов Ti_3Al . С использованием метода молекулярной динамики получены значения поверхностных энергий Гриффитса в плоскостях базиса (0001) , призмы $\{1\bar{1}00\}$, $\{\bar{1}\bar{1}20\}$ и плоскостях пирамиды $\{10\bar{1}2\}$, $\{\bar{1}\bar{1}23\}$, $\{10\bar{1}1\}$, $\{\bar{1}\bar{1}21\}$ и $\{20\bar{2}1\}$, определяющие способность трещины к раскрытию.

Вычислены энергии нестабильных дефектов упаковки γ_{us} для плоскостей базиса в направлениях $\langle\bar{1}\bar{1}20\rangle$ и $\langle1\bar{1}00\rangle$; для призмы $\{1\bar{1}00\}$ в направлениях $\langle\bar{1}\bar{1}20\rangle$ и $\langle\bar{1}\bar{1}2X\rangle$; в плоскостях пирамиды $\{20\bar{2}1\}$ и $\{\bar{1}\bar{1}21\}$ в направлении $\langle\bar{1}\bar{1}26\rangle$, т.е. во всех экспериментально наблюдаемых плоскостях и направлениях скольжения. Энергии нестабильных дефектов упаковки определяют энергетические барьеры, которые нужно преодолеть в процессе дислокационного скольжения.

Результаты расчета показали, что плоскости базиса, призмы $\{1\bar{1}00\}$ I' и II типа, и плоскости пирамиды $\{\bar{1}\bar{1}21\}$ имеют наиболее низкие значения поверхностной энергии на разрыв $\gamma_s \sim 1050 - 1150 \text{ мДж/м}^2$. Самые высокие значения $\gamma_s \sim 1550 - 1580 \text{ мДж/м}^2$ получены для плоскости призмы $\{1\bar{1}00\}$ I типа, плоскости пирамиды $\{20\bar{2}1\}$ II типа и плоскости пирамиды $\{\bar{1}\bar{1}23\}$. Анализ результатов расчета γ_{us} показал, что самые низкие значения энергий нестабильных дефектов упаковки характерны для плоскостей базиса и призмы. Учет расщепления сверхчастичных дислокаций приводит к существенному понижению энергии нестабильных дефектов упаковки. Получены оценки критериев хрупкого разрушения Ti_3Al с учетом экспериментально наблюдаемых типов плоскостей скола и систем скольжения дислокаций. Обсуждаются причины хрупкого разрушения монокристаллического Ti_3Al .

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-17311)

1. L.Yakovenkova, S.Malinov, T.Novoselova, L.Karkina. Fracture behaviour of Ti_3Al single crystals for the basal slip orientation. // Intermetallics, **12** (2004), p.599-605.

МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОННЫХ ПЛЕНОК $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3$ НА ПОДЛОЖКЕ $n\text{-Si}$

Грабко Д.З., Харя Е. Е.

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

Тонкопленочные полупроводниковые структуры ИТО/ $n\text{-Si}$ представляют собой перспективный материал для создания солнечных батарей, благодаря легкости изготовления прозрачных токопроводящих оксидов на различных кристаллических подложках [1]. В данной работе были изучены субмикронные пленки состава $\text{SnO}_2\text{--In}_2\text{O}_3$ (ИТО), нанесенные на подложку кремния ($n\text{-Si}$). Толщина пленки ИТО составляла $h_{\text{пл}} \approx 0,35 \mu\text{m}$.

Были изучены микроструктура (качество и однородность нанесения пленок) и некоторые микромеханические параметры: микротвердость по вдавливанию (H_V), адгезионные свойства и склонность к трещинообразованию.

Как показали микроскопические исследования, пленки обладали гладкой и гомогенной микроструктурой по всей поверхности. Анализ формы отпечатков твердости и рельефа поверхности вокруг них выявил высокие адгезионные свойства пленок; было отмечено, что контакт пленки с подложкой является прочным, без склонности к хрупкому разрушению. Для оценки прочностных свойств была исследована зависимость микротвердости (H) от нагрузки (P). Изучена зависимость $H(P)$ для пленок на подложке кремния (ИТО/Si), а также для самой подложки Si, которая перед нанесением пленки была подвергнута химической полировке для очистки поверхности. Результаты изучения микротвердости представлены на рис.1.

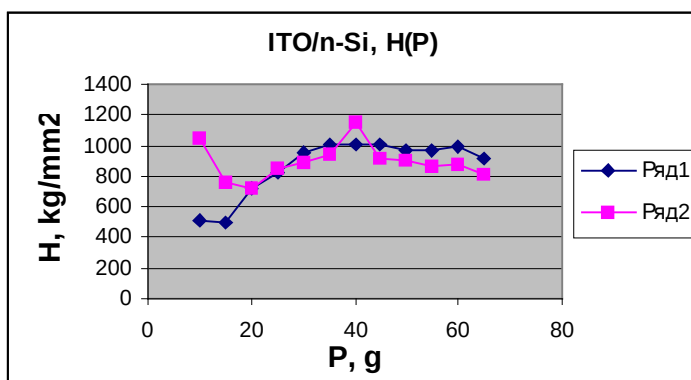


Рис.1. Зависимость микротвердости от нагрузки на индентор.
Ряд 1- ИТО/Si; Ряд 2 – Si.

Обращает на себя внимание немонотонный ход кривых. Причем, если для маленьких нагрузок ($P < 20$ г) твердость пленки меньше твердости кремния, то в интервале нагрузок ($20 \div 30$ г) величины $H_{\text{пл}}$ и $H_{\text{подл}}$ сравниваются, а при дальнейшем увеличении нагрузки ($P > 30$ г), твердость подложки оказывается ниже, чем твердость структуры пленка/подложка (ИТО/Si). Важно отметить, что во всем интервале использованных нагрузок глубина отпечатков была существенно меньше толщины пленки. Так, максимальная глубина отпечатков (h) при самой большой использованной нагрузке ($P = 65$ г) была в пределах $h =$

$(10,6 \div 11,2) \mu\text{m}$, т. е. составляла $\sim 0,3h_{\text{пл}}$, что указывает на увеличение прочностных параметров пленок по мере продвижения от поверхности структуры к ее подложке.

1. A.Simashchevici, D.Serban, L.Bruc, et al. Spray Deposited ITO- $n\text{Si}$ Solar Cells with Enlarged Area // Abstracts of 2nd Intern. Conf. MSCMP, Chisinau, 2004, p.138

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЛОКАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВБЛИЗИ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРОКАТАННЫХ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Перлович Ю. А., Исаенкова М. Г., Гольцев В. Ю.

Московский инженерно-физический институт (Государственный университет), Россия
Perl@phm.mephi.ru

Впервые обнаружена закономерная кристаллографическая переориентация зерен α -Zr в зоне пластической деформации вблизи вершины движущейся трещины и изучено ее влияние на анизотропию разрушения прокатанных циркониевых сплавов, используемых в атомной энергетике. Проводилось рентгеновское изучение поверхностей разрушения при учете того, что структура и текстура слоя, прилегающего к поверхности разрушения, сформированы под воздействием волны пластической деформации, движущейся перед трещиной. Если движение трещины обусловлено растяжением вдоль нормали к ее плоскости, именно такой, по преимуществу, является локальная деформация в ее вершине. В результате прохождения трещины в слое, прилегающем к образующейся поверхности разрушения, развивается деформационное упрочнение, и происходят направленные повороты кристаллической решетки зерен, приводящие к локальному формированию текстуры растяжения. В зависимости от текстуры материала и направления трещины, вблизи ее вершины активизируются различные механизмы пластической деформации, определяющие особенности происходящей переориентации кристаллической решетки и толщины слоя, в пределах которого развивается текстура растяжения.

На примере листового сплава Zr-1%Nb рассмотрена переориентация зерен α -Zr в вершине трещины, движущейся вдоль и поперек направления прокатки листа (НП и ПН, соответственно). Текстура листа такова, что под воздействием растяжения вдоль НП в зернах α -Zr активизируется преимущественно призматическое скольжение, не связанное с их существенной переориентацией и упрочнением, тогда как растяжение вдоль ПН активизирует двойникование, вызывающее резкую переориентацию зерен, только после которой в них становится возможным призматическое скольжение. Если эти процессы развиваются на участке концентрации напряжений вблизи вершины трещины, то в случае НП-растяжения вследствие малости критического сдвигового напряжения (КСН) для призматического скольжения зона пластической деформации простирается на расстояние до 2 мм и почти не нарушает текстурной и структурной однородности материала, а в случае ПН-растяжения при относительно высоком КСН для двойникования пластическая деформация оказывается локализованной в пределах узкой зоны, резко разориентированной по отношению к основному металлу и отделенной от него четкой границей.

Эффекты, наблюдаемые рентгеновским методом вблизи поверхности разрушения образцов с надрезом, сопоставлены с эффектами в объеме аналогичных гладких образцов, деформированных растяжением. Оценки показывают, что средняя деформация материала растяжением в пределах слоя толщиной до 20 мкм вблизи поверхности разрушения составляет 15-20% для НП-образца и 3-5% для ПН-образца.

Значительная текстурная и структурная неоднородность, порождаемая локальной пластической деформацией вблизи вершины трещины в ПН-образце, ответственна за его пониженное сопротивление разрушению.

ОСОБЕННОСТИ ВЫДЕЛЕНИЯ ГИДРИДНОЙ ФАЗЫ В ЗОНЕ РАЗРУШЕНИЯ КАНАЛЬНЫХ ТРУБ ИЗ СПЛАВА Zr-2.5%Nb И МЕХАНИЗМЫ ЗАМЕДЛЕННОГО ГИДРИДНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ

Перлович Ю. А., Исаенкова М. Г.

Московский инженерно-физический институт (Государственный университет), Россия
Perl@phm.mephi.ru

Несмотря на многолетнюю историю изучения замедленного гидридного растрескивания (ЗГР) изделий из циркониевых сплавов при их эксплуатации в качестве конструктивных элементов атомных реакторов, до сих пор не найдено однозначного ответа на вопрос об относительной важности различных факторов, контролирующих этот процесс. В данной работе для изучения ЗГР в канальной трубе из сплава Zr–2.5%Nb использованы возможности современной рентгеновской дифрактометрии.

Проведено рентгеновское изучение поверхностей разрушения наводороженных образцов канальной трубы. Консольные образцы с надрезом испытывались под нагрузкой до разрушения в условиях замедленного гидридного растрескивания. Образцы вырезали из канальной трубы под разными углами к осевому направлению. Изучали относительно плоские участки хрупкого излома на поверхностях разрушения, а также, для сравнения, сечения образца, параллельные излому, но удаленные от него и потому не претерпевшие структурных изменений вследствие локальной пластической деформации вблизи вершины трещины. Впервые зафиксированы рентгеновские отражения от гидридных выделений на поверхности разрушения, перпендикулярной тангенциальному направлению трубы, и выявлена текстура гидридной фазы. Установлены факты повышенной концентрации гидридов и их переориентации вблизи поверхности разрушения. Зафиксирована переориентация α -зерен в зоне пластической деформации вблизи поверхности хрупкого излома, связанного с локальным повышением содержания гидридов.

Рассмотрены следующие основные стадии ЗГР:

- частичное растворение первоначально сформировавшихся гидридов при повышенной температуре испытания;
- повторное выделение гидридов в условиях нагружения и локальной пластической деформации вблизи вершины движущейся трещины;
- интенсификация процесса разрушения под влиянием перераспределения и переориентации гидридной фазы.

В ряду факторов, контролирующих повторное выделение гидридов при ЗГР:

- рост гидридных пластин перпендикулярно направлению приложенных растягивающих напряжений;
- наличие межзеренных границ и субграниц с подходящей ориентацией;
- переориентация кристаллитов α -Zr вследствие развития локальной пластической деформации, сопряженной с процессом разрушения;
- преимущественное образование гидридных частиц с габитусными плоскостями, соответствующими активным плоскостям скольжения и двойникования в зоне пластической деформации вблизи вершины трещины.

Показано, что анизотропия ЗГР обусловлена различиями в строении зоны пластической деформации, в переориентации зерен α -Zr и в градиенте искаженности решетки вблизи вершины трещины.

ОСОБЕННОСТИ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ЭФФЕКТОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ MgO, ПОДВЕРГНУТЫХ РАЗЛИЧНОГО ВИДА И СТЕПЕНИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Рахвалов В. А., Житару Р. П.

Институт Прикладной физики АН РМ, Кишинев, Молдова

rava@phys.asm.md

Известно, что пластическая деформация материалов сопровождается процессами зарождения, взаимодействия и аннигиляции деформационных дефектов. При этом наряду с зарождением новых происходит изменение имеющихся до деформации в кристалле дефектов. Распределение и состояние деформационных дефектов в значительной степени зависит от вида и величины предварительной деформации, от исходной дефектности материала и контролируют изменения его структурного состояния и физико-механических свойств.

В настоящее время предварительная деформация рассматривается и используется как способ, позволяющий целенаправленно изменять свойства материалов в нужном направлении. Однако литературные данные свидетельствуют о неадекватности изменения прочностных свойств материалов, содержащих различного типа, состояния и распределения дефектов, вводимых предварительной деформацией. Имеют место, как пластификация металлов, так и значительное охрупчивание, что определяется степенью предварительной деформации.

В связи с этим, актуальной задачей современного материаловедения является изучение закономерностей влияния предварительной деформации (ее вида и величины) на прочностные свойства кристаллов. Задача представляет интересную научную и не менее значимую для практики тему.

В работе исследовано влияние различной степени предварительной деформации на механические свойства кристаллов MgO, на изменения микротвердости и акустической эмиссии (АЭ), характеризующей релаксационные процессы при микроиндентировании. Применялись два вида деформации: одноосное сжатие до различной величины деформации ($\varepsilon = 0; 2; 4$ и 6%) и сосредоточенное (локальное) нагружение. В последнем случае степень деформации изменяется по мере удаления от центра приложения: внешней деформирующей силы.

Получено, что величина микротвердости кристаллов MgO, подвергнутых предварительной пластической деформации, как одноосным сжатием, так и локальной силой, не монотонно уменьшается. А количество сигналов акустической эмиссии, возбуждаемых в процессе микроиндентирования таких образцов определяется совместным действием двух факторов: степенью предварительной деформации и величиной силы внешнего локального воздействия (P). Установлено также, что при всех исследованных нагрузках АЭ и релаксационные процессы активнее на этапе нагружения (внедрение индентора). При этом соотношение активностей этих процессов при нагружении и разгрузении определяется не только величиной преддеформации, но и величиной нагрузки на индентор, влияние последнего фактора является преобладающим.

В случае предварительного деформирования сосредоточенной силой ($P = 500$ г) выявлено, что АЭ уменьшается не постепенно по мере удаления от центра приложения внешнего деформирующего усилия, а изменяется немонотонным образом, проявляя максимум на определенном расстоянии. Расположение максимума определяется кристаллографическим направлением сканирования внутри зоны. Предположено, что максимум АЭ связан с наличием особого напряженного состояния внутри деформированной зоны, сформированной сосредоточенной нагрузкой.

ЭВОЛЮЦИЯ КАРТИН ЛОКАЛИЗАЦИИ МАКРОДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПЕРЕХОДЕ ОТ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ К РАЗРУШЕНИЮ В ГЦК, ОЦК И ГПУ МЕТАЛЛАХ

Баранникова С. А., Зуев Л. Б.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

bsa@ms.tsc.ru, lbz@ms.tsc.ru

Макролокализация пластической деформации остается одной из наиболее сложных проблем, связанных с пластическим течением. Экспериментальные исследования макролокализации [1], выполненные методом двухэкспозиционной спекл-интерферометрии [2], регистрирующим пространственно-временные распределения локальных компонент тензора пластической дисторсии в нагружаемом образце [1], показали, что это явление может быть отнесено к совокупности процессов самоорганизации в открытых системах. Особенно важно, что проявления макролокализации существуют на всех стадиях пластического деформирования, начиная от предела текучести и вплоть до разрушения.

Для стадии параболического упрочнения металлов характерна стационарная картина очагов пластического течения, то есть по длине образцов с интервалом 4...7 мм располагались 3-4 неподвижных очага деформации. При растяжении образцов сплава Fe-3%Si [3], коэффициент деформационного упрочнения изменяется, приводя к падению показателя упрочнения от $n = 0,6$ до $n = 0,4$ на параболической стадии ($\sigma \sim \epsilon^n$). На I участке ($n \approx 0,6$), эквидистантные очаги локализованной деформации с примерно одинаковой амплитудой неподвижны. На участке II этой стадии ($n \approx 0,4$), очаги становятся подвижными, амплитуды деформации в них перераспределяются, так что высота одного из максимумов ϵ_{xx} постепенно увеличивается, в то время как приросты локальных деформаций в остальных зонах остаются теми же или несколько уменьшаются. На стадии предразрушения система стационарных очагов локализованной деформации сменяется одним, постепенно растущим стационарным пиком (максимумом, характеризующимся большой амплитудой компоненты локального удлинения ϵ_{xx} тензора пластической дисторсии), который указывает на место будущего вязкого разрушения. Наиболее интересными особенностями поведения очагов локализованной деформации в конце стадии параболического упрочнения при $n < 0,5$ является их движение и тенденция к слиянию. Согласование скоростей движения приводит к тому, что все очаги деформации приходят к месту разрушения в один и тот же момент времени. Положение каждого из очагов локализованной пластичности на этом этапе процесса описывается как

$$X = X_f + V_0 \cdot (t - t_f), \quad (1)$$

где координата X_f соответствует месту зоны зарождения вязкой трещины в момент времени t_f , а “+” или “-” скорость V_0 , зависит от начального положения очага локализованного течения. Аналогичные результаты были получены на поликристаллическом сплаве Fe-3%Si, субмикроструктурном Al и монокристаллах Zn. Механизмы, обеспечивающие подобную синхронизацию движения очагов локализованной пластичности, обсуждаются в [4].

1. Zuev L.B. // Ann. Phys. 2001. Vol. 10. N 11-12. P. 965-984.
2. Zuev L.B., Polyakov S.N., Gorbatenko V.V. // Proceedings of SPIE. 2002. Vol. 4900. Part. 2. P. 1197-1208.
3. С.А. Баранникова, В.И. Данилов Л.Б. Зуев. //ЖТФ. 2004. Т. 74, вып.10, С. 52-56.
4. Зуев Л.Б., Семухин Б.С., Зариковская Н.В. // ЖТФ. 2001. Т. 71. Вып. 5. С. 57-62.

THE EFFECT OF THE EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING ON THE FRACTURE PROPERTIES OF TITANIUM

Stolyarov V. V.¹⁾, Sabirov I.²⁾, Valiev R. Z.¹⁾, Pippan R.²⁾

¹⁾ *Institute of Physics of Advanced Materials, Ufa State Aviation Technical University, Ufa, Russia, vlst@mail.rb.ru*

²⁾ *Erich Schmid Institute of Materials Science, Austrian Academy of Sciences, Leoben, Austria*

In recent years, bulk nanostructured materials processed by methods of severe plastic deformation (SPD) have attracted the growing interest of specialists in materials science. The mechanical properties of these materials have been intensively studied. But in spite of a vast amount of publications devoted to this topic, the fracture properties and the fracture behavior of nanostructured materials processed by SPD have not been investigated so far [1, 2].

The object of this investigation is a Ti subjected to equal channel angular pressing (ECAP) for 2 and 8 passes. The microstructure of the material in all investigated conditions is studied by scanning electron microscopy. Standard mechanical tensile tests are performed at $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$, $20\text{ }^{\circ}\text{C}$, and $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ to determine the tensile mechanical properties. Disk compact tension specimens are tested to determine the J - Δa curves. A great effect of ECAP on the morphology of the fracture surface is observed. The value of the crack tip opening displacement at the moment of fracture initiation (COD_i) is measured by a recently developed fracture surface analysis system. The evolution of the fracture properties and fracture behavior, namely, the fracture toughness, the slope of the J - Δa curves $dJ/d(\Delta a)$, the maximum extension of the stable crack propagation, the total crack growth resistance, etc., with the number of ECAP passes is studied. The effect of the temperature on the mechanical properties is discussed.

1. Valiev RZ, Islamgaliev RK, Alexandrov IV. Prog Mater Sci. 2000;45:103.
2. Valiev RZ and Alexandrov IV. Nanostructured materials obtained by the severe plastic deformation (Logos, Moscow, 2000).

УРАВНЕНИЕ КЛАУЗИУСА–КЛАПЕЙРОНА В МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ МЕХАНИЗМА ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ЭПФ

Вьюненко Ю. Н.

СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия

В рамках математической модели механизма остаточных напряжений [1] была получена возможность описания деформационных процессов и оценки влияния ряда факторов на степень восстановления формы. При этом полагалось, что между предварительной пластической деформацией материала и температурными границами перестройки его кристаллической решетки существует линейная зависимость. Основанием для этого служили данные экспериментальных исследований, аналогичные опубликованным в [2]. Однако для больших величин пластической деформации ϵ_p [3] принятых в [1] простых соотношений между предварительной деформацией и температурами превращения недостаточно. В [4] была показана возможность учета изменения интервала температур превращения в продеформированном образце с помощью уравнения Клаузиуса–Клапейрона. При этом

система уравнений математической модели механизма остаточных напряжений будет состоять из:

- уравнения теплопроводности:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \operatorname{div} \left(\frac{l}{cr} \operatorname{grad} T \right) + \Phi(x, y, z, t), \quad (1)$$

где $T = T(x, y, z, t)$ – температура, зависящая от координат x, y, z и времени t , $\Phi(x, y, z, t)$ – функция внутренних источников энергии, $c = c(T)$ – теплоемкость, r – плотность материала, l – коэффициент теплопроводности;

- уравнения равновесия остаточных напряжений (или их моментов):

$$\int_s s(E, e) ds = 0 \quad (\text{или} \int_s s(E, e) ds = 0), \quad (2)$$

где $s = s(E(T), e)$ – остаточные напряжения, r – плечо, s – площадь сечения, e – деформация материала;

- уравнения Клаузиуса–Клапейрона:

$$\frac{\Delta T}{\Delta s} = \frac{T e_t V}{Q}, \quad (3)$$

где ΔT – смещение температуры T , соответствующей определенному соотношению фаз, при изменении напряжений на Δs , e_t – деформация фазового превращения, V – удельный объем материала, теплота превращения которого равна Q ;

- закона деформирования:

$$s = s(E, e); \quad (4)$$

- температурной зависимости модуля упругости:

$$E = E(T(x, y, z, t)); \quad (5)$$

- температурной зависимости теплоемкости:

$$c = c(T). \quad (6)$$

Соотношения (1) – (6) в сочетании с начальными и граничными условиями дают возможность проводить расчеты деформационных процессов при нагреве и охлаждении в интервале температур фазовых превращений.

Такой вариант математической модели позволяет объяснить как снижение температуры начала деформационных процессов ЭПФ при малых степенях пластической деформации, так и повышение температур формовосстановления при больших остаточных деформациях.

1. Вьюненко Ю.Н. Механизм эффекта памяти формы, обусловленный эволюцией поля остаточных напряжений. Материаловедение, № 12, 2003, с. 2–6.
2. Хусаинов М. А., Волнянская О.Ю. Влияние режима предварительного термоциклирования на деформационно-силовые параметры сплава с памятью формы. Науч. труды V Международного семинара «Современные проблемы прочности» им. В.А. Лихачева, т.2, Великий Новгород, 2001, с. 123 – 127.
3. Беляев С.П., Волков А.Е., Иночкина И.В., Пантелеева Н.В. Эффекты мартенситной неупругости в никелиде титана после предварительной пластической деформации. В кн. «Физика процессов деформации и разрушения и прогнозирование поведения материалов». Труды XXXVI Международного семинара «Актуальные проблемы прочности», т.2, Витебск, 2000, с. 689 – 693.
4. Вьюненко Ю.Н. Механизм остаточных напряжений ЭПФ и уравнение Клаузиуса – Клапейрона. Тезисы докладов Всероссийской конференции «Дефекты структуры и прочность кристаллов», Черноголовка, 2002, с. 103.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИОННОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

Старенченко В. А., Соловьева Ю. В., Старенченко С. В.

ТГАСУ, Томск, Россия

star@tsuab.ru

Обсуждаются закономерности механического поведения монокристаллов сплавов Ni_3Ge , Ni_3Al , Ni_3Ga , Ni_3Fe , полученные при исследовании активной деформации, релаксации напряжений, вариации скоростей деформации, вариации температуры деформации, ползучести. Рассматривается эволюция дислокационной структуры, и механизмы деформационного и термического упрочнения

Экспериментальные закономерности позволяют предположить, что термическое и деформационное упрочнение связано с механизмами, по крайней мере, двух типов: механизмами, определяемыми поперечным скольжением сверхдислокаций винтовой ориентации, и механизмами, связанными с переползанием краевых сверхдислокаций вследствие их взаимодействия с точечными дефектами разного типа.

Большинство особенностей эволюции дислокационных структур может быть понято в предположении существования механизмов термического деформационного упрочнения двух классов, в разной степени проявляющихся в различных интервалах температур: диффузионных и бездиффузионных механизмов.

К бездиффузионным механизмам можно отнести: 1) механизм Кира–Вильсдорф, 2) изменение спектра междислокационных взаимодействий, 3) механизмы, связанные с увеличением общей площади антифазных границ в процессе деформации, 4) неопределенность дислокационной оси, 5) термоактивируемое движение сверхдислокаций в кубе, 6) изменение структуры ядра дислокации, движущейся с релятивистскими скоростями, 7) температурную зависимость модуля сдвига $G(T)$, 8) образование элементарных порогов на сверхдислокациях, 9) деформационное разрушение дальнего атомного порядка.

К диффузионным – 1) переползание, 2) образование атмосфер на сверхдислокациях, 3) релаксацию дальнего порядка на антифазных границах, 4) восстановление среднего по кристаллу дальнего порядка, 5) неконсервативное волочение порогов, 6) захват точечных дефектов в плоскости скольжения..

Предложено математическое описание процесса аномального деформационного и термического упрочнения, физическая модель которого синтезирует математические описания каждого из упомянутых механизмов с учетом их взаимовлияния и взаимозависимостей. Благодаря тому, что энергии активации механизмов бездиффузионной и диффузионной природы значительно различаются, удастся построить модель, в которой синтезируются два класса механизмов. Это достигается посредством включения в модель двух существенно различающихся энергий активации и учетом различий в особенностях проявления механизмов этих двух типов. Результаты численных реализаций построенной модели анализируются и сравниваются с экспериментом. Многочисленные совпадения результатов моделирования с реальностью позволяют рассматривать эту модель как полезный и эффективный инструмент, способствующий пониманию и познанию природы термического упрочнения.

УПРУГОСТЬ И НЕУПРУГОСТЬ УГЛЕРОДНОЙ БИОМАТРИЦЫ ЭВКАЛИПТА И БИОМОРФНОЙ КЕРАМИКИ КАРБИДА КРЕМНИЯ НА ЕЕ ОСНОВЕ

Кардашев Б. К., Смирнов Б. И., de Arellano-Lopez A. R.¹⁾,
Martinez-Fernandez J.¹⁾, Varela-Feria F. M.¹⁾

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

b.kardashev@mail.ioffe.ru

¹⁾ *Universidad de Sevilla, 41080 Sevilla, Spain*

Исследовались амплитудные, температурные и временные зависимости модуля Юнга E и внутреннего трения (декремента упругих колебаний δ) образцов углеродной биоматрицы эвкалипта и биоморфного SiC/Si композита (био-SiC) на ее основе. Для получения матрицы предварительно вырезанный кусок белого эвкалипта подвергался пиролизу в атмосфере аргона при 1000 °С. Био-SiC был получен путем инфильтрации в вакууме расплавленного кремния в матрицу и представлял собой вытянутую в направлении роста дерева ячеистую структуру SiC, содержащую поры размером до 100 μm , частично заполненные кремнием.

Образцы имели форму стержней прямоугольного поперечного сечения площадью около 16 mm^2 . Акустические исследования проводились методом составного вибратора при продольных колебаниях с частотой около 100 кГц. Проведенные исследования показали, что при колебательном нагружении образцов на воздухе и в вакууме обнаруживается ряд неожиданных эффектов. Так, при постепенном увеличении колебательной нагрузки на образец, находящийся на воздухе при атмосферном давлении и комнатной температуре, измеряемый модуль упругости растет на весьма заметную величину, а затухание уменьшается. Изменения модуля и декремента в значительной мере являются необратимыми. Влияние высоких амплитуд на E и δ в композите проявляется более ярко, чем в углеродной матрице. Воздействие вакуума, напротив, для матрицы оказывается значительно более сильным, чем для SiC/Si: модуль Юнга заметно растет, а декремент падает со временем при выдержке образцов в вакууме. Наблюдаемые эффекты позволяют уверенно говорить о влиянии адсорбированных молекул воздуха на измеряемые акустические параметры. В связи с этим интересно отметить, что в матрице на температурной зависимости $\delta(T)$ обнаруживается дублетный максимум поглощения при температуре, близкой к температуре сублимации твердого CO_2 .

По данным акустических измерений сделана оценка микропластических свойств исследованных материалов.

Измерения акустических параметров E и δ проведены также на образцах био-SiC после извлечения из них химическим способом избыточного кремния.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 04-03-33183) и Министерства науки и технологии Испании (проект № MAT 2003-05202-C02-01).

ВЫДЕЛЕНИЕ ВКЛАДОВ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ УПРОЧНЕНИЯ В ТВЕРДОСТЬ ЖЕЛЕЗА И СТАЛИ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

Дегтярев М. В., Чашухина Т. И., Воронова Л. М.

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
highpress@imp.uran.ru

Исследованы закономерности упрочнения железа разной степени чистоты и конструкционных сталей, в которых путем деформации и отжига были созданы ультрадисперсные и крупнозернистые структуры различных типов.

Установлено, что для чистого железа (99,97 %) во всех структурных состояниях выполняется линейная зависимость твердости от среднего размера элемента структуры в степени $-0,5$. Для сталей такая аппроксимация слишком груба, однако позволяет сравнить твердость исследованных материалов в различных структурных состояниях при одинаковом размере структурных составляющих в интервале $0,05 - 1$ мкм. Полученные данные позволяют выделить вклад, вносимый в твердость разными компонентами упрочнения. Твердость железа и стали определяется собственно твердостью феррита, легированием твердого раствора и зернограницным упрочнением, которое может быть связано с 1) размером микросталлитов, 2) неравновесностью границ, обусловленной деформацией, 3) сегрегацией примесных атомов на границах.

За твердость феррита приняли твердость рекристаллизованного крупнозернистого чистого железа ($0,6$ ГПа). Значение этой составляющей одинаково для всех исследованных материалов, и при размере элементов структуры $d = 0,05$ мкм ее вклад не превышает 10%.

Твердорастворное и карбидное упрочнение не разделяли и рассчитывали как разницу твердости рекристаллизованной стали или армко-железа и рекристаллизованного чистого железа. При деформации, приводящей к образованию субмикросталлической (СМК) структуры, растворение карбидов и выход углерода на границы существенно снижает вклад этих компонентов упрочнения. По достижении твердости $6-7$ ГПа он составляет 3-6%.

Вклад, вносимый дефектной структурой границ деформационного происхождения, определяли как разницу твердости деформированного (СМК структура с неравновесными границами) и рекристаллизованного (с равновесными границами) железа при одинаковых d . Этот вклад составляет $0,2$ ГПа, одинаков для всех исследованных в настоящей работе материалов с СМК структурой и при твердости 6 ГПа и выше не превышает экспериментальную погрешность измерения.

Упрочнение границ атомарным углеродом вычисляли как разницу твердости деформированной стали (или армко-железа) и деформированного чистого железа. При $d = 0,05$ мкм в армко-железе эта составляющая твердости невелика (3 %), а в закаленной стали достигает 20 %.

Оставшуюся долю твердости (70 – 90%) относили на счет малого размера микросталлитов.

Таким образом, основной вклад в твердость исследованных железа и сталей с СМК структурой вносит малый размер микросталлитов. Вклад неравновесных границ деформационного происхождения оказался неожиданно малым. Значительно большее влияние на твердость сталей оказывает сегрегация примесных атомов на границах микросталлитов. В закаленной стали вклад этого вида упрочнения достигает 20 %.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 04-03-96132.

ВЛИЯНИЕ СТАДИЙНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ПАРАМЕТРЫ УРАВНЕНИЯ ХОЛЛА-ПЕТЧА

Дегтярев М. В., Чашухина Т. И., Воронова Л. М.

ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
highpress@imp.uran.ru

Пластическая деформация приводит к росту прочностных характеристик материала и измельчению его субструктуры. При этом она проходит ряд стадий, характеризующихся закономерным изменением структуры, а следовательно, и свойств материала. Каждой стадии соответствует определенный механизм упрочнения. Поэтому естественно ожидать изменение вида зависимости прочностных характеристик, в том числе твердости, от параметров деформационной структуры при переходе от одной стадии к другой. Такая зависимость $H = H_0 + kd^m$ подобна соотношению Холла–Петча (Х–П), связывающему предел текучести материала со средним размером зерна. Можно ожидать, что смена типа структуры приведет к изменению барьерных свойств границ, и каждой стадии будут соответствовать свои параметры уравнения Х–П.

Исследовали железо разной степени чистоты, конструкционные стали 20Г2Р, 30Г2Р и 30ХГСН2А, деформированные после закалки и высокого отпуска, и сталь 20Г2Р, деформированную в закаленном состоянии. Во всех этих материалах при сдвиге под давлением последовательно проходит смена стадий ячеистой, смешанной (образованной дислокационными ячейками и микрокристаллитами) и субмикрокристаллической (СМК) структуры, образованной только микрокристаллитами. Получили зависимости твердости от размера структурных составляющих отдельно на стадиях смешанной и СМК структуры.

Изменение количественного соотношения деформационных границ различного типа при переходе от смешанной к СМК структуре в железе чистотой 99,97% не сказывается на параметрах уравнения Х–П. Следовательно, барьерные свойства границ не изменяются, а сопротивление деформации структур различного типа оказывается одинаковым и определяется только размером структурных составляющих – дислокационных ячеек и микрокристаллитов.

В армко-железе и сталях переход от смешанной к СМК структуре, связанный с исчезновением дислокационных ячеек, сопровождается уменьшением H_0 и увеличением значений k или m , т. е. границы микрокристаллитов оказывают большее сопротивление движению дислокаций, чем границы ячеек. Такие изменения параметров приводят к более крутому росту твердости при измельчении структурных составляющих.

Наиболее сильное различие зависимости твердости от размера элементов структуры разного типа обнаружено при деформации закаленной стали. Высокая исходная твердость мартенсита существенно изменяет параметры уравнения Х–П для смешанной структуры. Переход к СМК структуре, сопровождающийся разрушением границ бывших мартенситных рек и миграцией атомарного углерода на границы микрокристаллитов, приводит к сближению зависимости Х–П для закаленной и улучшенной стали.

Установлено, что значение показателя степени m в уравнении Х–П связано с процентным содержанием, формой существования и местами дислокации углерода в стали. Переход атомарного углерода на большеугловые границы микрокристаллитов вызывает повышение m .

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ 04-03-96132.

Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКПЭМ ИФМ УрО РАН.

ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ И ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СНИЖЕНИЯ РАДИАЦИОННОГО ОХРУПЧИВАНИЯ В ОБЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛАХ

Красильников В. В., Савотченко С. Е., Немцев А. Н.

Белгородский государственный университет, Белгород, Россия

kras@bsu.edu.ru

Конструкционные материалы в условиях эксплуатации находятся под действием случайных механических напряжений, порожденных различного рода термомеханическими, электрическими и радиационными воздействиями. Для теоретического описания особенностей влияния внешней нагрузки на дислокационное трение, возможности определения динамических свойств кристаллов, их микроструктуры часто используется приближение упругой струны [1]. В данной работе предложена модель нелинейной струны с дисперсией, использующая обобщение синус-уравнения Гордона. Если выбрать ось Ox вдоль равновесного положения прямолинейной дислокации и считать, что поперечное смещение дислокации происходит вдоль оси Oy , тогда уравнение для поперечного смещения дислокаций $u(x,t)$, закрепленной на концах, будет иметь вид:

$$mu_{tt} + \delta u_t - \chi u_{xx} - \beta u_{xxxx} + b \sigma_p \sin(2\pi u/a) = b \sigma(t), \quad (1)$$

где m – эффективная масса единицы длины дислокации, δ – коэффициент дислокационного трения, χ – коэффициент линейного натяжения дислокации, b – длина вектора Бюргерса, σ_p – напряжение Пайерлса, a – постоянная решетки вдоль оси Ox , $\sigma(t)$ – внешнее напряжение (может быть как детерминированной, так и случайной функцией), β – параметр, характеризующий пространственную дисперсию. Влияние облучения характеризуется интегральным потоком падающих частиц Φ , от которого зависят по определенным формулам коэффициенты уравнения (1). В [2] было показано, что в случае свободного перемещения перегиба дислокации (при $\sigma = 0$) в отсутствии диссипативных процессов (при $\delta = 0$) происходит увеличение полуширины перегиба дислокации под влиянием облучения. Поскольку это способствует возрастанию ползучести и делокализации деформации, то возникает возможность снижения эффекта радиационного охрупчивания. В представленной работе проанализировано влияние облучения при учете диссипативных процессов и внешнего как детерминированного гармонического воздействия, так и случайных коррелированных сил. Случай, когда рельеф Пайерлса был заменен параболической потенциальной ямой, был подробно проанализирован в [3]. Показано, что закономерности энергетических потерь за счет возбуждения дислокационной структуры при случайном воздействии, обусловленном радиационным облучением, отличаются от таковых при детерминированном гармоническом воздействии. Проведенное численное моделирование на основе уравнения (1) показало наличие эффекта снижения радиационного охрупчивания в общем случае.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов БелГУ, РФФИ № 03-02-16263.

1. Гранато А., Люкке К. Ультразвуковые методы исследования дислокаций. М.: Изд-во иностр. лит., 1963.
2. Неклюдов И.М., Воеводин В.Н., Ожигов Л.С., Руденко А.Г., Пархоменко А.А., Красильников В.В., Савотченко С.Е. // Известия Тульского гос. ун-та. Серия «Физика». 2004. Вып. 4. С. 93-100.
3. Камаева О.В., Чернов В.М. // ФТТ. 2002. Т.44. Вып. 9. С. 1601-1608.

О МЕХАНИЗМАХ ДЕЗИНТЕГРАЦИИ МИНЕРАЛЬНЫХ СРЕД ПРИ НЕТЕПЛОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ (РОЛЬ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ)

Чантурия В. А., Бунин И. Ж., Ковалев А. Т.

Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия

bunin_i@mail.ru

Мощные электромагнитные импульсные (МЭМИ) воздействия находят широкое применение в технологиях обогащения упорных комплексных руд и промпродуктов, содержащих тонкодисперсные включения благородных металлов, тесно ассоциированных с сульфидами, кварцем и др., с целью селективной дезинтеграции тонко вкрапленных минеральных комплексов и повышения извлечения ценных компонентов в последующих гидрометаллургических, гравитационных и флотационных процессах. Однако физические процессы, развивающиеся при взаимодействии МЭМИ со сложными минеральными комплексами, изучены недостаточно. Более того, по мнению ведущих специалистов, «несмотря на давнюю историю, физика пробоя твердых диэлектриков до сих пор остается неясной».

Сложный состав и неоднородность существенно осложняет построение физической модели взаимодействия электромагнитного излучения с полидисперсной минеральной средой. Природная минеральная среда представляет собой сложную композицию (смесь) естественных диэлектриков, полупроводников и благородных металлов. В неравновесных условиях, обусловленных воздействием на среду электромагнитного поля большой напряженности, предположительно, можно ожидать проявления специфики ее поведения, выражающейся в развитии различного рода неустойчивостей, нелинейных эффектов, крупномасштабных пространственно-временных корреляций, самоорганизации структур диссипативного типа и пр. К наиболее вероятным физическим и физико-химическим процессам, развивающимся в данной системе, следует отнести: процесс электрического пробоя минерального вещества, проявление микропластических нестабильностей, механическое разрушение минеральной матрицы, развитие самоподдерживающихся (самораспространяющихся) плазмохимических реакций в незавершенных каналах пробоя и вершинах распространяющихся микротрещин, а также структурные фазовые превращения на поверхности и в приповерхностных слоях минералов, разупрочнение/упрочнение поверхности, возникновение и перераспределение внутренних механических напряжений и др.

В докладе рассмотрены следующие возможные механизмы дезинтеграции минеральных частиц при воздействии *наносекундных* МЭМИ с высокой напряженностью электрической компоненты поля $E_n \sim 10^7$ В/м. Первый механизм сводится к разупрочнению минерала вследствие электрических пробоев и происходит в том случае, если высокопроводящие включения малого размера содержатся во вмещающей диэлектрической среде. Вторым механизмом (рассматривается более подробно) связан с возникновением термомеханических напряжений на границе диэлектрической и проводящей компоненты и реализуется в случае, когда (i) размеры этих компонент сопоставимы друг с другом, а также (ii) при локальном (контрастном) нагреве металлических включений малого размера, заключенных во вмещающей диэлектрической или полупроводящей матрице, при воздействии мощными электромагнитными импульсами с СВЧ-наполнением. Общим признаком для рассмотренных механизмов является ограничение на минимальный размер образца, вследствие малой концентрации энергии воздействия.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОЧИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛА ПО КОНСТАНТАМ КИНЕТИЧЕСКОЙ ЗАВИСИМОСТИ pH СУСПЕНЗИИ

Иконникова К. В.¹⁾, Саркисов Ю. С.¹⁾, Иконникова Л. Ф.²⁾, Минакова Т. С.²⁾

¹⁾ *Томский государственный архитектурно-строительный университет,*

²⁾ *Томский государственный университет, Томск, Россия,*

ikonna@yandex.ru

Среди многочисленных методов исследования свойств твердых тел выделяется своей простотой и доступностью ионообменная адсорбция из растворов с регистрацией изменения значений pH суспензий или их фильтратов. Метод pH-метрии используется уже более полувека в различных отраслях науки и практики, поскольку кислотно-основные параметры поверхности информативны и находятся во взаимосвязи с различными свойствами материала (механическими, физическими, химическими и др.).

В ряду различных вариаций pH-метрии более экспрессной является методика исследования кинетики водных суспензий (« $pH_{\text{сусп}} = f(\tau)$ »). Однако индивидуальность кинетических кривых (изменение pH суспензии во времени протекает для каждого твердого тела с характерным ходом, временем стабилизации и расположением относительно уровня кислотности исходного электролита) используется только лишь для приближенной оценки интегральной кислотности поверхности твердого тела по равновесному значению pH суспензии. Хотя кинетические зависимости позволяют получить информацию и о дифференцированных параметрах системы – концентрации продуктов реакции, константах скорости их накопления и др.

В настоящей работе проведены расчеты кинетических констант pH водных суспензий сульфида цинка оптимизационным методом и проанализирована их взаимосвязь с качеством готового материала – оптической керамики. Исследуемые образцы ZnS марки «для оптической керамики» представляют собой различные партии единого сероводородного синтеза, отличающиеся по содержанию координационно-связанных молекул воды, не удаляющихся в процессе горячего прессования и дающих полосу поглощения в рабочей области керамики.

Обнаружено, что коэффициент ослабления пропускания света керамикой в ИК-области ($\mu, \text{см}^{-1}$) антибатно коррелирует с константой скорости процесса ионообменной адсорбции порошкообразного вещества ZnS: чем меньше $k_{\text{каж.}}$, тем больше μ – хуже качество керамики. Полученный результат согласуется с представлениями о разной скорости процессов, одновременно протекающих в системе «твердое тело-электролит» (молекулы воды и её фрагменты OH^- , H_3O^+ взаимодействуют с OH-группами поверхностного гидратно-гидроксильного покрова, протонизированных в различной степени): а именно, процессы с участием координационно-связанной воды протекают более медленно.

Использование кинетической константы в качестве параметра, прогнозирующего качества материала, перспективно, поскольку методика её определения проста и экспрессна, отпадает необходимость в проведении затратного контроля по технологической пробе и в выявляющих причину брака исследованиях (например, ИК-спектроскопических, химанализа и др.)

МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ Co-Ni-Al С ТЕРМОУПРУГИМИ МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ

Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И., Овсянников А. В.,
Твердохлебова А. В., Чусов С. А.

СФТИ, Томск, Россия,
chum@phys.tsu.ru

На монокристаллах Co-Ni-Al проведено исследование влияния химического состава, термической обработки, ориентации кристалла на температуры B2-L1₀ мартенситных превращений (МП), величину температурного и механического гистерезиса, величину эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ), температурный интервал проявления СЭ.

Экспериментально показано, что вариация химического состава, термической обработки – закалка от 1623 К в воду комнатной температуры или медленное охлаждение от 1623 К на воздухе, позволяет в широких пределах изменять температуры термоупругих B2-L1₀ МП, температурный интервал развития МП под нагрузкой, температурный интервал СЭ.

В закаленных монокристаллах Co-33%Ni-29%Al (ат.%) температуры начала и конца прямого B2-L1₀ МП ($M_S = 218$ К, $M_f = 182$ К) и обратного L1₀-B2 МП ($A_S = 213$ К, $A_f = 270$ К) определялись по зависимости электросопротивления от температуры. Данные кристаллы характеризуются широким температурным интервалом СЭ $\Delta T_{CЭ} = 100 \div 135$ К при $T > A_f$. Величина ЭПФ в закаленных [001] монокристаллах Co-33%Ni-29%Al (ат.%) при растяжении достигает ($\epsilon_0 = 8.5 \pm 0.5\%$), что соответствует теоретически рассчитанной величине деформации решетки ($\epsilon_0 = 9\%$) при развитии B2-L1₀ МП. Это означает, что при деформации монокристаллов Co-33%Ni-29%Al в мартенситном состоянии возможно полное раздвоение мартенситных кристаллов и получение монокристалла L1₀-мартенсита, который при нагреве превращается в монокристалл B2-фазы. Медленное охлаждение на воздухе способствует снижению температур B2-L1₀ МП ($M_S = 166$ К, $M_f = 120$ К, $A_S = 143$ К, $A_f = 180$ К) и увеличению температурного интервала СЭ до $\Delta T_{CЭ} = 180$ К.

Уменьшение содержания Al до 27 ат.% в монокристаллах Co-Ni-Al приводит к значительному увеличению температур B2-L1₀ МП ($M_S = 273$ К, $M_f = 260$ К, $A_S = 286$ К, $A_f = 305$ К). В закаленном состоянии [001], [-115] монокристаллы Co-33%Ni-27%Al (ат.%) характеризуются высокотемпературной СЭ в широком интервале температур от 350 К до 580 К. В этих монокристаллах, ориентированных вдоль [001] направления величина ЭПФ при растяжении составляет ($\epsilon_0 = 6.5 \pm 0.5\%$), величина СЭ меньше величины ЭПФ и равна $\epsilon_{CЭ} = 4.0 \pm 0.5\%$.

Монокристаллы Co-Ni-Al характеризуются низкими значениями критических напряжений при $T = M_S$ ($\sigma_{кр} = 10 \div 20$ МПа), что в 10÷15 раз меньше по сравнению с широко используемыми сплавами Ti-Ni. Низкие значения $\sigma_{кр}(M_S)$ свидетельствует о малых силах трения при движении межвариантных и двойниковых границ в мартенсите под действием нагрузки и должны способствовать большим значениями обратимой деформации при реализации не только обычного, но и магнитного ЭПФ.

Таким образом, показано, что ферромагнитные монокристаллы Co–Ni–Al представляют собой важный класс материалов с термоупругими МП, в которых с помощью вариации химического состава, термической обработки возможно управлять характеристиками термоупругих B2-L1₀ МП, величиной ЭПФ, температурным интервалом СЭ.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта № 16-04-02 Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНиО «Интелс», Гранта CRDF, RE 1-2525-TO-03.

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СОСТАРЕННЫХ ПОД НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

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

СФТИ, Томск, Россия, chum@phys.tsu.ru

Проведено систематическое исследование на $[\bar{1}11]$ монокристаллах Ti–(50.7–51.5)ат.%Ni влияния старения в свободном состоянии и под растягивающей и сжимающей нагрузками на температуры термоупругих B2–R–B19' мартенситных превращений, прочностные свойства высокотемпературной B2-фазы, эффект памяти формы и сверхэластичность. Показано, что старение без нагрузки при 673–823 К в течение 1–1.5 ч. приводит к росту четырех кристаллографически эквивалентных вариантов дисперсных частиц Ti₃Ni₄ размером от 25 до 400 нм. При старении под растягивающей нагрузкой в $[\bar{1}11]$ монокристаллах Ti–Ni образуется один вариант частиц Ti₃Ni₄, нормаль к плоскости габитуса которых составляет угол ~20° с осью растяжения. При старении $[\bar{1}11]$ кристаллов под сжимающей нагрузкой растет один вариант частиц с нормалью к плоскости габитуса частиц, совпадающей с осью сжатия $[\bar{1}11]$.

Экспериментально установлено, что в гетерофазных монокристаллах Ti–Ni температура начала R→B19' МП M_S определяется соотношением трех факторов: уменьшением концентрации Ni в матрице после старения; уровнем прочностных свойств B2-фазы; величиной генерируемой при МП упругой энергии. Достижение высокого уровня накопленной упругой энергии и упрочнение B2-фазы за счет выделения мелких частиц размером 25–30 нм (старение при 673 К, 1 ч.) приводит к уменьшению M_S по сравнению с закаленным состоянием и к развитию обратных B19'→B2 МП при температурах ниже температуры химического равновесия фаз T_0 .

Впервые обнаружено явление упругого двойникования при $M_S < T < T_R$, которое связано с переориентацией кристаллов R – фазы в поле внешних напряжений. Этим новым функциональным свойством обладают естественные нанокпозиционные $[\bar{1}11]$ монокристаллы, состаренные под сжимающей нагрузкой.

Установлено, что в гетерофазных монокристаллах Ti–Ni температурный интервал СЭ определяется уровнем прочностных свойств B2-фазы и зависит от ориентации кристалла, размера, объемной доли и числа вариантов частиц Ti₃Ni₄. В высокопрочных монокристаллах Ti–51ат.%Ni с частицами размером 25÷30 нм, температурный интервал СЭ составляет $\Delta T_{СЭ} = 140\div 150$ К. Впервые установлена зависимость величины механического гистерезиса от температуры испытания, числа вариантов частиц и их ориентации относительно оси деформации.

Величина ЭПФ и СЭ в состаренных монокристаллах Ti–Ni определяется ориентацией кристалла, способом деформации – растяжение/сжатие, параметрами микроструктуры материала – размером, объемной долей, числом вариантов дисперсных частиц и их ориентацией относительно оси деформации. В $[111]$ кристаллах Ti–50.8ат.%Ni, состаренных под растягивающей нагрузкой, величина ЭПФ ($\epsilon_0 = 9.8\%$) и СЭ ($\epsilon_{СЭ} = 8.8\%$) оказывается больше, чем при старении в свободном состоянии и под сжимающей нагрузкой ($\epsilon_0 \sim 8\%$, $\epsilon_{СЭ} \sim 7.5\%$). Это связано с влиянием частиц Ti_3Ni_4 , ориентированных вдоль направления растяжения, на образование благоприятно ориентированных кристаллов B19'-мартенсита. Образование кристаллов "неориентированного" мартенсита B19' в кристаллах, состаренных под сжимающей нагрузкой и без нагрузки приводит к меньшим значениям ЭПФ и СЭ.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта № 16-04-02 Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНУО «Интелс», Гранта CRDF, RE 1-2525-TO-03.

ЧАСТОТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ АКУСТОМАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА

Козак А. Ф.¹⁾, Коледов В. В.²⁾, Костюк Д. А.¹⁾, Кузавко Ю. А.¹⁾, Шавров В. Г.²⁾

1) *Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь*
kuzavko@newmail.ru

2) *Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, Россия*

В ферромагнитных сплавах Гейслера $Ni_{2+x+y}Mn_{1-x}Ga_{1-y}$ надежно установлено управление их формой, как с помощью температуры, так и с помощью магнитного поля, что весьма важно для многочисленных практических приложений. При определенном стехиометрическом составе кристалл $Ni_{2+x+y}Mn_{1-x}Ga_{1-y}$ ниже точки Кюри испытывает структурное превращение из высокотемпературной кубической фазы (аустенита) в низкотемпературную тетрагональную фазу (мартенсит) через промежуточную модулированную – предмартенситную фазу. При этом имеет место эффект памяти формы (ЭПФ), сопровождающийся гигантскими (до 10%) деформациями за счет движения границ двойников мартенсита.

В дальнейшем изучались закономерности протекания мартенситного перехода (МП) под действием внешнего магнитного поля до 80 кОе, одноосного давления и интенсивного ультразвука в сплаве $Ni_{2.14}Mn_{0.81}Fe_{0.05}Ga$. Этот сплав выбран, так как он наиболее механически надежен и испытывает МП вблизи комнатной температуры. В результате экспериментов выявлены качественные особенности влияния всех трех внешних факторов на МП. Продemonстрировано, что магнитное поле до 80 Ое сдвигает температурную петлю гистерезиса в область более высоких температур, практически не влияя на величину гистерезиса. Постоянное одноосное давление размывает МП, сдвигая правый край петли гистерезиса вправо. При напряжении 40 МПа сдвиг правого края петли гистерезиса превышает 15 К. Левый край петли при этом остается практически неподвижным.

Воздействие ультразвука сужает температурный интервал перехода. Показано, что воздействие ультразвука при постоянной температуре может вызывать частичный МП. Под действием ультразвука 33 кГц интенсивности 100 Вт/см² снижалось значение управляющего магнитного поля с 80 кОе до 78 кОе при магнитоуправляемом МП. С помощью микроскопа и цифровой кинокамеры фиксировалось поведение магнитных доменов и структурных вариантов, по динамике которых судили о начале и окончании МП. Экспериментальные исследования проводились при частотах 19; 33; 44 кГц и интенсивностях ультразвука до 400 Вт/см². Смещение точки МП оказалось пропорциональным интенсивности ультразвука и слабо зависело от его частоты. Воздействию ультразвука всегда сопутствует разогрев образца. Нетепловая природа эффекта воздействия ультразвука на петлю гистерезиса МП доказана с применением импульсного воздействия ультразвука.

Предложена физическая модель эффекта воздействия ультразвука (переменного давления) на термоупругий переход, объясняющая его тем, что внешняя вибрация помогает релаксации давления при росте зародышей новой структурной фазы. Высказывается предположение о том, что приложение мощного ультразвукового воздействия при получении образцов из расплава в атмосфере аргона обеспечит существенное снижение приведенных выше управляющих полей. Данное обстоятельство объясняется на порядок меньшей структурой кристаллических зерен приготавливаемого образца по сравнению с такой в отсутствие ультразвукового воздействия.

Авторы благодарны Белорусскому республиканскому фонду фундаментальных исследований и Российскому фонду фундаментальных исследований за частичную финансовую поддержку (гранты Ф04Р-080, 04-02-81058, 03-02-17443).

МАГНИТОУПРАВЛЯЕМЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА Ni_2MnGa

Козак А. Ф.¹⁾, Коледов В. В.²⁾, Костюк Д. А.¹⁾, Кузавко Ю. А.¹⁾, Шавров В. Г.²⁾

¹⁾ Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь
kuzavko@newmail.ru

²⁾ Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, Россия

В последнее время большое внимание уделяется новому классу функциональных материалов – ферромагнитным сплавам Гейслера $\text{Ni}_{2+x}\text{Mn}_{1-x}\text{Ga}_{1-y}$, для которых надежно установлено обратимое управление их формой помощью температуры, а также магнитного поля. Ниже точки Кюри кристалл испытывает структурное превращение из высокотемпературной кубической фазы (аустенита) в низкотемпературную тетрагональную фазу (мартенсит) через промежуточную модулированную – предмартенситную фазу. Структурный переход имеет термоупругий характер и сопровождается термомеханическими эффектами памяти формы (ЭПФ). Обнаружен также новый эффект – гигантские (до 10%) деформации за счет движения границ двойников мартенсита в монокристаллах сплава в полях порядка 1-10 кОе. Такие ферромагнитные сплавы обладают высокой антикоррозионной стойкостью, что совместно с магнитоуправляемым ЭПФ обещает им широкое применение в различных технических устройствах. Исследованный ферромагнитный поликристалл $\text{Ni}_{2.14}\text{Mn}_{0.81}\text{Fe}_{0.05}\text{Ga}$ характеризуется точкой мартенситного превращения (МП) $T_M = 40^\circ\text{C}$ и точкой Кюри $T_K = 90^\circ\text{C}$. В

области комнатных температур наблюдалось МП под действием внешнего сильного магнитного поля, давления, а также приложенных к образцу интенсивных ультразвуковых низкочастотных колебаний.

Коррозионная стойкость материалов после ускоренных испытаний погружением их в 5% водный раствор NaCl в течение 48 часов (при действии ультразвуковой интенсивности 10 Вт/см² в том же растворе предположительно в течение 4 часов) оценивалась визуально с помощью оптического микроскопа, а также акустического спектрального анализа, т.е. сравнением спектров отраженных акустических импульсов от границы твердотельного волновода и исследуемого образца до и после испытания.

Согласно недавним исследованиям, перспективы поиска новых сильных эффектов магнитоупругой связи и потенциальных приложений новых материалов не исчерпаны. Так, легирование сплавов Гейслера Fe, Co и др. и воздействие мощными низкочастотным ультразвуком несколько снижает значение управляющего магнитного поля при магнитоуправляемом мартенситном переходе, гистерезис которого в той же мере сужается. В сплавах Гейслера наблюдается гигантский магнитокалорический эффект – изменение температуры тела при его адиабатическом намагничивании или размагничивании в широком интервале температур вблизи комнатной. В настоящее время имеются постоянные магниты, с помощью которых создаются такие магнитные поля. По сравнению с газовыми, магнитные холодильники не загрязняют атмосферу, бесшумны и имеют КПД до 60%. Так как обратимые деформации в сплавах Гейслера на 1-2 порядка превосходят такие деформации в пьезоэлектрических и магнитострикционных материалах, то они весьма перспективны при создании эффективных излучателей и приемников ультразвука, стабилизаторов частоты и линий задержки в электронных устройствах. Вещества с ЭПФ применяются как позиционирующие устройства и магнитомеханические реле, термочувствительные силовые элементы, в качестве разъемных и неразъемных соединений, не требующих пайки и сварки, а также различного рода фиксаторов в медицине.

Авторы благодарны Белорусскому республиканскому фонду фундаментальных исследований и Российскому фонду фундаментальных исследований за частичную финансовую поддержку (гранты Ф04Р-080, 04-02-81058, 03-02-17443).

АКУСТИЧЕСКИЙ СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ КОРРОЗИИ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Козак А. Ф., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Николаюк Л. Н.

Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь
kuzavko@newmail.ru

Предлагаемый метод акустического спектрального анализа позволяет контролировать тонкую структуру веществ, участвующих в технологических процессах электрохимического осаждения покрытий, молекулярной эпитахии, и применен в данной работе для исследования процессов коррозии на поверхности металлических деталей.

Коррозия железа приводит к окислению поверхностного слоя, т.е. к изменению его химического состава, его разрушению. Тем самым физико-химические характеристики такого слоя становятся заметно отличными от характеристик объема металла. Вследствие этого корродирующий слой можно отнести к диссипативным средам, в нашей классификации [1], т.е. к материалам с сильным поглощением акустических колебаний. Прозвучи-

вая такой объект со стороны объема материала, можно связать коэффициент отражения акустического сигнала, его фазу и спектр с толщиной и характеристиками корродирующего покрытия.

Общая теория отражения акустического импульсного сигнала от пленочного диссипативного покрытия на массивной подложке сформулирована в [2] и здесь конкретизируется для корродирующей поверхности. Разработанный программный продукт расчета снабжен удобным пользовательским интерфейсом, обеспечивает вывод трехмерных изображений преобразованных покрытием акустических сигналов с функциями вращения, просмотра под произвольным углом с заданием качественного искусственного освещения.

Экспериментальные исследования корродирующей поверхности железа проводились с использованием цифрового осциллографа HAMEG HM1507, соединенного по интерфейсу RS-232 с персональным компьютером. Полученные осциллограммы отраженного акустического импульсного сигнала от корродирующей поверхности сохранялись на электронном носителе для последующего анализа и обработки средствами разработанного программного обеспечения.

1. Костюк Д.А., Кузавко Ю.А. Аномалии граничного отражения ультразвука от диссипативной среды. // Письма в ЖТФ, 2001, том 27, вып.23 – с. 31-40
2. Костюк Д.А., Кузавко Ю.А. Аномалии граничного отражения ультразвука от пленки диссипативной среды. // Инженерно-физический журнал. Том 75, № 4, 2002 – стр. 181-186

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ

Атрошенко С. А., Наумова Н. А., Новиков С. А.¹⁾

ИПМАШ РАН, Санкт-Петербург, Россия

satroshe@mail.ru

¹⁾ *ВНИИЭФ, Саров*

Работа посвящена исследованию поведения металлов при ударном нагружении. Испытания осуществлялись при одноосном ударном нагружении и при сферическом воздействии волн. Испытывались следующие материалы: медь, алюминий, свинец, технически чистый титан, титановые сплавы ВТ5 и ВТ6, а также стали 45, 30ХН4М, 12Х18Н10Т и алюминиевый сплав Амг2. Микроструктурные исследования материалов осуществлялись с помощью оптического микроскопа, замерялась микротвердость на приборе ПМТ-3, и проводился рентгеноструктурный анализ. Было определено уширение интерференционной линии как показателя уровня напряжений второго рода.

Микроструктура образцов после нагружения имеет тенденцию к измельчению, но для стали 45 структура практически не меняется. В титановых образцах - несколько измельчается.

Из образцов, нагруженных сферическими волнами, существенное упрочнение претерпевает алюминий. Для титана зависимость твердости имеет минимум. Общей закономерностью изменения твердости при одноосном ударном нагружении является повышение ее от нагружаемой к свободной поверхности.

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КАЧЕСТВА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ

Атрошенко С. А., Штер Ю. В.

ИНЖЭКОН, Санкт-Петербург, didushka@list.ru

Работа посвящена комплексному исследованию закономерности изменения основных критериев работоспособности инструментальных сталей типа Х12 и Х8 в зависимости от различного легирования сильными карбидообразующими элементами при переменном содержании углерода с учетом различных температур закалки и режимов кратковременного или длительного отпуска. Изучены зависимости растворения и выделения карбидов в инструментальных сталях и определена их предельная растворимость, а так же рассмотрены особенности структурных превращений в этих сталях. Исследования проводились на плавках стали типа Х12 с пониженным содержанием углерода и типа Х8 с дополнительным легированием более сильными карбидообразующими элементами.

Высокохромистые инструментальные стали характеризуются повышенной хрупкостью. Их отличительная особенность – большое количество избыточных карбидов, расположенных в зависимости от технологии получения металла.

ПРИМЕНЕНИЕ ИНТЕНСИВНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ С УНИКАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ

Валиев Р. З.

*Институт физики перспективных материалов, УГАТУ, Уфа, Россия
rzvaliev@mail.rb.ru*

Одной из актуальных тенденций современного материаловедения за последние десять лет стало получение наноструктурных материалов с целью улучшения их свойств. Среди различных методов получения объемных наноструктурных материалов особый интерес представляют методы интенсивной пластической деформации (ИПД), основанные на применении больших деформаций под высоким давлением. Этот интерес обусловлен возможностью получения объемных образцов и заготовок с ультрамелкими зернами из различных металлов и сплавов, а также большим потенциалом для широкого практического использования.

В данной работе показано, что наноструктурные ИПД материалы могут обладать уникальными механическими свойствами, среди которых: очень высокая прочность и пластичность, повышенная усталостная прочность, а также низкотемпературная и высокоскоростная сверхпластичность. Однако появление таких уникальных свойств обусловлено не только наличием ультрамелких зерен, но и структурой границ зерен, текстурой, внутренними напряжениями, морфологией вторичных фаз. Исходя из анализа механизмов деформации наноструктурных материалов, в данной работе рассматриваются причины появления их уникальных свойств и обсуждается стратегия достижения экстраординарной прочности и пластичности, необходимых для разработки наноструктурных материалов для новых конструкционных и функциональных применений.

ВРЕМЕНА ОЖИДАНИЯ ТЕРМИЧЕСКИХ АКТИВАЦИЙ ПРИ ВЫГИБАНИИ ДИСЛОКАЦИОННОГО СЕГМЕНТА-ИСТОЧНИКА В ПОЛЕ ДИСКРЕТНЫХ ПРЕПЯТСТВИЙ

Слободской М. И., Попов Л. Е.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,
sloboda@tsuab.ru

В модифицированной барьерной модели постоянного линейного натяжения имитированы на ЭВМ и исследованы все стадии процесса зарождения и распространения единичного кристаллографического скольжения в поле дискретных препятствий дислокационной природы, прочности которых соответствуют нереагирующим дислокациям некомпланарных систем скольжения в монокристаллах меди с осью деформации, ориентированной для множественного скольжения.

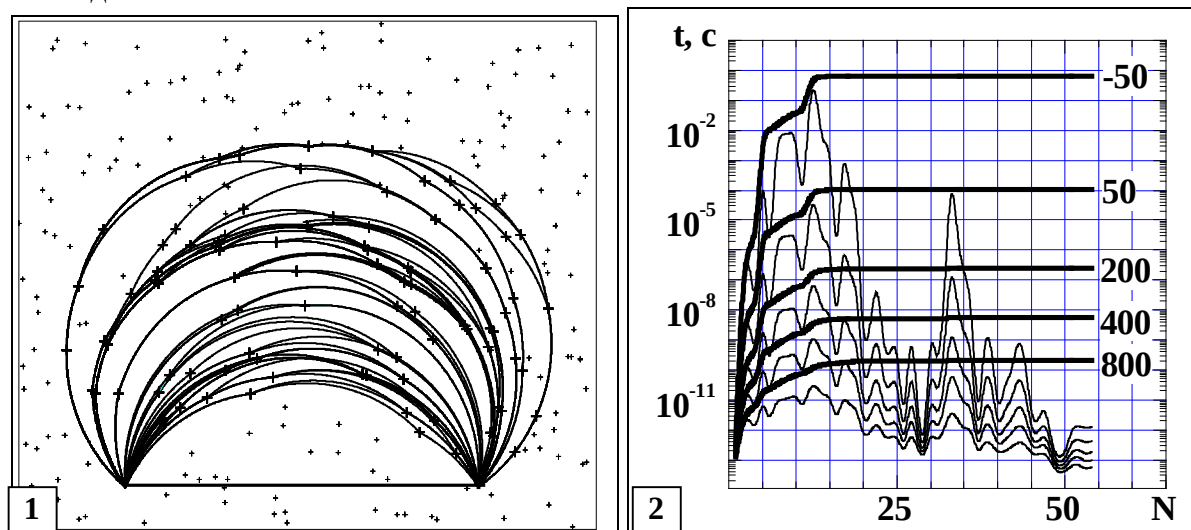


Рис. Эволюция дислокационного сегмента-источника длины 10 мкм при напряжении на 10% превышающем напряжение Франка–Рида (фрагмент 1); 2 – времена ожидания отдельных термических активаций (тонкие линии) и накопленные времена ожидания (утолщенные линии), числа около линий – температуры в градусах Цельсия, N – порядковые номера термических активаций.

Показано, что время эмиссии дислокационной петли определяется временем термоактивируемого прогибания дислокационной конфигурации до конфигурации потери устойчивости (последняя дислокационная конфигурация на рис.). Основной вклад в него (более 93%) вносит время пребывания дислокации только в одной «трудной» конфигурации (глобальные максимумы на тонких кривых рисунка, фрагмент 2; начиная с этого момента, зависимости накопленного времени ожидания термических активаций выходят на насыщение). Положения трудных конфигураций не зависят от приложенного напряжения, и они практически совпадают с соответствующими критическими конфигурациями. Время пребывания дислокации в трудной конфигурации резко падает с ростом напряжения и повышением температуры. Именно такими трудными конфигурациями определяются времена эмиссии дислокационных петель сегментами-источниками.

Установлено распределение времени эмиссии дислокационной петли и найдены зависимости параметров этого распределения от длины сегмента-источника, температуры и приложенного напряжения.

ДИНАМИКА СПОНТАННОЙ ДЕЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ НЕУСТОЙЧИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Шибков А. А.

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

В последнее время наблюдается повышенный интерес к изучению механизмов скачкообразной деформации, во-первых, из-за отсутствия общей теории неустойчивости пластической деформации, а во-вторых, со скачками пластического течения связано появление различных аномальных механических свойств промышленных изделий. Большинство экспериментальных и теоретических работ по скачкообразной деформации посвящено эффекту Портевена-Ле Шателье. Повторяющиеся скачки нагрузки на кривых деформирования с постоянной скоростью растяжения $\dot{\epsilon}_0 = \text{const}$ принято связывать с макроскопической локализацией деформации в статических или подвижных, в зависимости от экспериментальных условий, деформационных полосах. В последнем случае наблюдается прохождение вдоль оси образца солитоноподобных полос деформации (полос Портевена – Ле Шателье), на переднем фронте которых, как предполагается, происходит коллективное открепление дислокаций от примесных атмосфер, а на заднем фронте – закрепление дислокаций на различного рода стопорах. Солитоноподобное распространение локализованной деформации до сих пор было принято считать парадигмой пластической неустойчивости сплавов как в жесткой, так и в мягкой машинах [1, 2].

В настоящей работе экспериментально установлено, что в отличие от распространяющихся локализованных полос деформации Портевена–Ле Шателье, сопровождающих скачки разгрузки при деформировании в жесткой машине с постоянной скоростью $\dot{\epsilon}_0 = \text{const}$, при нагружении промышленных сплавов АМгЗ, АМг5 и АМг6 с постоянной скоростью $\dot{\epsilon}_0 = \text{const}$ в мягкой машине на фронте каждой ступени на кривой нагружения в образце зарождаются и распространяются расширяющиеся полосы деформации. Количество полос может варьироваться от 1 до 8 в зависимости от уровня приложенного напряжения. Показано, что выявленное принципиальное различие связи между скачком деформации и степенью локализации деформации при деформировании в жестких и мягких машинах обусловлено тем, что в последнем случае невозможна разгрузка системы машина-образец из-за потери устойчивости дислокационного ансамбля [3]. Эволюция каждой полосы деформации реализует, таким образом, переход от локализованной нестационарной деформации, связанной с зарождением и начальной фазой развития полос деформации, к макроскопически делокализованной, и поэтому однородной квазистационарной деформации, которая дает основной вклад в скачкообразную деформацию исследуемых сплавов Al–Mg.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-02-16143) и программы «Университеты России» (проект № УР 01.01.463).

1. Estrin Y., Kubin L.P. Spatial coupling and propagative plastic instabilities / Continuum models for materials with microstructure. N.-Y. 1995. P.395-450.
2. Rizzi E., Hahner P. // International Journal of Plasticity. 2004. V. 20. № 1. P. 121165.
3. Шибков А.А., Кольцов Р.Ю., Желтов М.А. и др. // Известия РАН. 2005. (в печати)

ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПРИМЕСЕЙ НА СКАЧКООБРАЗНУЮ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ СПЛАВОВ Al-Mg

Шибков А. А., Лебедин М. А.¹⁾, Желтов М. А., Шуклинов А. В.,
Кольцов Р. Ю. Михлик Д. В., Золотов А. Е.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

shibkov@tsu.tmb.ru

¹⁾ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*

Известно, что состояние примесей в поликристаллических сплавах Al-Mg определяется, в основном, временем старения после отжига с закалкой и варьируется от однородного твердого раствора в первые 2 – 3 часа после закалки до гетерогенной структуры, образующейся через 7 суток, которая характеризуется наличием преципитатов и зон Гинье–Престона [1]. В настоящей работе впервые проведено исследование влияния температуры предварительного отжига и времени старения на характер скачкообразной деформации и динамику деформационных полос в сплавах AMg3, AMg5 и AMg6. Установлено, что отжиг в течение 1 часа при температуре 450 °С и последующая закалка на воздухе существенно изменяет деформационное поведение сплавов AMg3 и AMg5. По отношению к характеру скачкообразной деформации все время старения можно разбить на два этапа. В течение двух суток после термообработки количество скачков на кривой деформирования и мелких скачков в структуре фронта крупного скачка значительно меньше, чем у неотожженного образца. В последующие трое суток характер скачкообразной деформации образца восстанавливается. Обнаружено, что добавление в сплав AMg3 кремния в количестве 0.5% полностью подавляет макроскопическую скачкообразную пластическую деформацию. Этот эффект, как предполагается, обусловлен закреплением границ зерен атомами кремния. Влияние отжига на тонкую структуру макроскачков пластической деформации сплава AMg3 качественно аналогично влиянию отжига на всю кривую нагружения, а у сплавов AMg5 и AMg6 влияние данного вида термообработки носит более сложный, немонотонный характер даже в инкубационный период, характеризуемый стабильностью прочностных свойств сплава: твердости, предела прочности и максимального удлинения при разрыве. Обнаружено, что при варьировании температуры отжига и постоянном времени старения (1 час) после закалки в узком интервале температур, равном около десяти градусов, вблизи точки $T_c=265$ °С, являющейся температурой распада *b*-фазы (интерметаллида Al_2Mg_2), происходит резкое изменение прочностных и пластических свойств сплава AMg6. Установлено, что наиболее сильной функцией отклика на изменение состояния примесей, определяемого термообработкой, являются характеристики неустойчивости пластической деформации – количество мезо- и макроскачков, степень локализации в деформационных полосах, подвижность полос и фрактальная размерность фазового портрета неустойчивой пластической деформации образца.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 04-02-16143 и № 04-02-17140) и программы «Университеты России» (проект № УР 01.01.463).

1. Колачев Б.А., Емагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. М.: МИСиС. 2001. 416 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ МЕТОДАМИ ДИНАМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА

Шибков А. А., Лебедин М. А.¹⁾, Желтов М. А., Шуклинов А. В.,
Кольцов Р. Ю. Михлик Д. В., Золотов А. Е.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

shibkov@tsu.tmb.ru

¹⁾ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*

Скачкообразная пластическая деформация характерна для широкого спектра материалов, в основном, металлов и сплавов, и является фундаментальным свойством материала, подвергнутого механической нагрузке [1]. Скачкообразная деформация проявляется как в режиме жесткого нагружения с постоянной скоростью деформирования (эффект Портевена–Ле Шателье [2]), так и при нагружении с постоянной скоростью нагружения в мягкой машине (эффект Савара–Массона [1]). Для характеристики нестационарной деформации удобно ввести новую обобщенную координату: $X(t) = (\epsilon(t) - \bar{\epsilon}(t)) / \bar{\epsilon}(t)$, где $\bar{\epsilon}(t)$ – кривая деформации образца, демонстрирующего гомогенную деформацию (без скачков). Усредненная однородная кривая $\bar{\epsilon}(t)$ строится таким образом, чтобы соблюдалось условие нормировки: $\bar{X} = 0$. Дифференцируя по времени зависимость $X(t)$, можно построить фазовый портрет в пространстве $X - \dot{X}$. Начало координат в этом пространстве соответствует состоянию гомогенной деформации, т.е. без скачков. Поэтому любая траектория, не проходящая через начало координат, будет являться количественной характеристикой нестационарной пластической деформации. Обнаружено, что фазовые портреты нестационарной деформации сплавов АМгЗ, АМг5 и АМг6, деформируемых в условиях проявления эффекта Савара–Массона, являются портретами осцилляторов типа неустойчивого фокуса. Каждому скачку деформации соответствует виток спирали фазовой траектории. Разрыв образца происходит на последнем витке спирали, когда фазовая точка удаляется от начала координат на расстояние, большее некоторого критического. Таким образом, образец, претерпевающий скачкообразную деформацию можно моделировать нелинейным осциллятором, так как под действием линейно возрастающей внешней силы происходит раскачка системы до катастрофы. Осцилляторное поведение нерегулярностей пластической деформации свидетельствует, как известно, об N -образной зависимости силы от скорости пластической деформации. В отличие от предельного цикла, который рассматривается в литературе [3, 4], в настоящей работе показана эволюция системы в виде раскручивающейся спирали, что означает физическую неэквивалентность скачков деформации. Это возможно в том случае, если на фронте скачков происходят необратимые структурные изменения, которые не учитываются в теоретических моделях.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 04-02-16143 и № 04-02-17140) и программы «Университеты России» (проект № УР 01.01.463).

1. Белл Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Ч.2. М.: Наука. 1984. 432 с.
2. Rizzi E., Hahner P. // International Journal of Plasticity. 2004. V. 20. № 1. P. 121165.
3. Penning P. // Acta Metall. 1972. V. 20. P. 1169.
4. Estrin Y., Kubin L.P. // Mater. Sci. and Eng. 1991. A 137. P. 125.

СОСТОЯНИЕ САМООРГАНИЗУЮЩЕЙСЯ КРИТИЧНОСТИ ПРИ МНОЖЕСТВЕННОМ РАЗРУШЕНИИ ЛЬДА

Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Кольцов Р. Ю., Казаков А. А.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

shibkov@tsu.tmb.ru

В [1] показано, что диссипативные динамические системы с большим числом степеней свободы могут эволюционировать в состояние самоорганизующейся критичности (СОК), характеризуемой монофрактальностью пространственной структуры системы и фликкер-шумовой структурой временных рядов, отражающих ее эволюцию. Классическим примером реализации СОК являются землетрясения, магнитуды событий которых подчиняются степенному закону Гуттенберга – Рихтера [2]. СОК наблюдали также при низкотемпературной скачкообразной деформации металлов [3], в сигналах акустической эмиссии при нестационарной пластической деформации монокристаллического льда [4], при разрушении гранита [5] и т.д. В [5] высказано предположение, что состояние СОК характерно для разрушения гетерогенных материалов в сильно неравновесных условиях.

В настоящей работе выявлено состояние СОК при множественном докритическом разрушении поликристаллического льда, деформируемого одноосным сжатием в мягкой деформационной машине с постоянной скоростью возрастания нагрузки. Исследовались автокорреляционные, статистические и спектральные характеристики сигнала электромагнитной эмиссии (ЭМЭ), генерируемого в ходе спонтанного и лавинообразного разрушения, в основном, по границам зерен, которое регистрировалось с помощью видеофильмирования образца в поляризованном свете [6]. Установлено, что амплитуды дискретных импульсов и паузы между импульсами в сложной структуре сигнала ЭМЭ описываются степенной статистикой с показателем степени 1.436 и 0.423, соответственно, а спектр мощности сигнала аппроксимируется степенным законом $S(f) = f^{-\beta}$ с показателем $\beta = 1.46$. Показано, что сигнал ЭМЭ почти монофрактален со степенью мультифрактальности $\sim 10\%$, которая оценивалась по размаху локального показателя Херста. Обнаружено, что фазовый портрет сигнала ЭМЭ, отображающего состояние СОК, есть странный аттрактор. Обсуждается структура и фрактальные свойства фазового портрета сигнала ЭМЭ.

Таким образом, показано, что бесконтактный электромагнитный *in situ* мониторинг ледяного образца, подвергнутого линейно возрастающей механической нагрузке позволяет исследовать с высоким временным разрешением лавинообразные процессы накопления повреждений в кристалле, аналогичные землетрясениям.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-02-16143), Минобразования РФ (проект № А04-2.9-1160) и программы «Университеты России» (проект № УР 01.01.463).

1. Bak P., Tang C., Wiesenfeld K. // Phys. Rev. A. 1988. V. 38. P. 364.
2. Gutenberg B., Richter C.F. // Ann. di Geophisica. 1956. V. 9. P. 1.
3. Бобров В.С., Зайцев С.И., Лебедкин М.А. // ФТТ. 1990. Т. 32. № 10. С. 3060.
4. Weiss J., Grasso J.-R. // J. Phys. Chem. B. 1997. V. 101. P. 6113.
5. Гиляров В.Л., Слуцкер А.И. // Фракталы и прикладная синергетика: Труды ФиПС-03. 2003. М.: МГОУ. С. 43.
6. Шибков А.А., Желтов М.А., Скворцов В.В. и др. // Кристаллография. 2005. (в печати)

ИДЕНТИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ ВО ЛЬДЕ ПО СИГНАЛАМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ЭМИССИИ

Шибков А. А., Шуклинов А. В., Кольцов Р. Ю., Желтов М. А., Скворцов В. В.

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

Изучение природы электромагнитных явлений, сопровождающих динамические процессы во льде, имеет очень важное прикладное значение, связанное, прежде всего, с проблемами навигации в условиях северных широт. Кроме того, известно, что при сходе ледников, снежных лавин и даже перед этими катастрофическими событиями возникают всплески радиоизлучения в области средних частот [1,2]. Поэтому помимо навигационных проблем существует практический интерес к непрерывному электромагнитному мониторингу природной среды, содержащей большие массы льда и снега, склонные к катастрофическим сдвигам. Для изучения проблемы идентификации различных процессов структурой релаксации (пластической деформации, разрушения, трения и режеляции, т.е. плавления под давлением и последующей кристаллизации) и оценки доли их участия в сложном природном явлении по электромагнитному сигналу необходимо создавать экспериментальные условия, в которых преобладает один из указанных процессов. В настоящей работе установлено, что деформирование льда сопровождается генерированием дискретных импульсов потенциала j нестационарного электрического поля вблизи поверхности образца – сигнала электромагнитной эмиссии (ЭМЭ). Показано, что измерение сигнала ЭМЭ позволяет производить отображение сложного процесса формирования структуры мезодефектов кристалла на одну степень свободы – временной ряд $j(t)$. Установлено, что сигнал ЭМЭ представляет собой суперпозицию “элементарных” сигналов, отображающих динамику различных процессов структурной релаксации на мезоскопическом уровне – дислокационных скоплений и трещин, которые играют важную роль в общей картине пластической деформации кристалла. Показано, что по форме переднего фронта сигналов ЭМЭ можно различать динамику полос скольжения и консервативных скоплений. Составлен “альбом ЭМЭ-отображений”, который позволяет идентифицировать *in situ* по сигналу ЭМЭ наиболее важные события в деформируемом кристалле с участием дислокационных скоплений и трещин. Такой альбом, образующий своего рода “электромагнитный язык” процессов структурной релаксации, дает возможность непосредственно в ходе деформирования контролировать эволюцию популяций дефектов определенного вида (полос скольжения, консервативных скоплений, микро и макротрещин), устанавливать корреляционные связи между ними, проводить статистический, мультифрактальный и динамический анализ соответствующих временных рядов. Результаты работы могут быть использованы для разработки методов непрерывного электромагнитного мониторинга геофизических объектов, содержащих большие массы льда и снега и способных к катастрофическим срывам (ледники, снежные лавины и т.д.).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-02-16143) и программы «Университеты России» (проект № УР 01.01.463).

1. Качурин Л.Г., Григоров И.О., Кузин Ю.И. и др. // ДАН СССР. 1979. Т. 248. № 3. С. 41.
2. Берри Б.Л., Грибов В.А. // Вестник МГУ. Сер. 5. География. 1982. № 2. С. 15.
3. Шибков А.А., Желтов М.А., Скворцов В.В. и др. // Кристаллография. 2005. (в печати)

ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ЭМИССИИ

Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Кольцов Р. Ю.,
Скворцов В. В., Михлик Д. В., Золотов А. Е.

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

В настоящей работе исследовалась скачкообразная пластическая деформация алюминиево-магниевого сплава АМг2, АМг3, АМг5 и АМг6 новым бесконтактным электромагнитным методом в сочетании с традиционными оптическими методами исследования кинетики скачков деформации и динамики деформационных полос. Обнаружено, что прерывистое пластическое течение металлического образца, деформируемого в “мягкой” испытательной машине с постоянной скоростью возрастания нагрузки и запитанного постоянным электрическим напряжением, сопровождается генерированием последовательности импульсов электромагнитной эмиссии (ЭМЭ) – всплесков потенциала нестационарного электрического поля вблизи поверхности образца, отвечающих скачкам пластической деформации. Установлено, что первообразная абсолютной величины электрического сигнала пропорциональна скачкообразной составляющей кривой деформирования. На основе исследования $\sim 10^3$ скачков деформации, использующем непосредственное видеофильмирование движения захвата машины и динамики поверхности образца синхронно с регистрацией сигналов ЭМЭ получена классификация форм скачков, которая насчитывает четыре основных типа: скачки I типа, вызванные локальным сдвигом одной части образца относительно другой; скачки II типа, отвечающие, в основном, макроскопической делокализованной деформации образца; скачки III типа – скачки максимальной амплитуды, на завершающей фазе которых образуется шейка с последующим разрывом образца, и скачки IV типа, связанные с зарождением и развитием незавершенного сдвига в образце. Синхронное видеофильмирование распространения деформационных полос и измерение сигнала ЭМЭ показывает, что начальная стадия развития скачка деформации сопровождается генерированием пачки «высокочастотных», в полосе ~ 0.1 -1 кГц, импульсов ЭМЭ, отвечающих начальным фазам развития деформационных полос. На последующей стадии, связанной с расширением полос деформации, сигнал ЭМЭ приобретает монотонный характер и содержит, соответственно, более низкие частоты (~ 1 -10 Гц). Показано, что измерение и анализ электрического сигнала позволяет *in situ* идентифицировать процессы пластической деформации металла на мезо- и макроуровне, бесконтактно строить ступенчатую кривую пластической деформации в широкой полосе частот, выявлять тонкую временную структуру скачков деформации, устанавливать корреляционные связи между ними, фиксировать моменты зарождения полос деформации и т. д. Результаты работы могут быть использованы для разработки бесконтактных методов *in situ* мониторинга нагруженных узлов конструкций, выполненных из высокотехнологичных алюминиево-магневых сплавов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-02-16143) и программы «Университеты России» (проект № УР 01.01.463).

1. Шибков А.А., Лебедин М.А., Желтов М.А. и др. // Материаловедение. 2005. (в печати)

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ ПАРАМЕТРОВ МПД

Махнева Т. М., Волкова Л. Ю.¹⁾

Институт прикладной механики УрО РАН, Ижевск, Россия

makhneva@udm.net

¹⁾ Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

Определение механических характеристик материала является важным и обязательным моментом оценки работоспособности конструкции. Существующие методы и стандарты требуют соблюдения ряда норм и условий при подготовке, изготовлении и испытании образцов, что делает определение механических характеристик операцией трудоемкой. В частности, построение серийных кривых требует использования до восьми ударных образцов на температуру испытания. Кроме того, используемые ГОСТы, ОСТы и методики предопределяют использование металлоемких образцов, отбор которых сопровождается нарушением сплошности изделия, а в случае наличия технологического припуска механические характеристики определяются с определенной степенью достоверности.

Метод определения механических свойств по параметрам микропластической деформации (МПД) является сравнительно новым. Измеряемые параметры МПД (σ^0 , σ^I , σ^{II} и минус σ^0 , минус σ^I , минус σ^{II}) имеют определенный физический смысл, связанный с изменением механизмов микропластической деформации, чувствительны к развитию химической неоднородности твердых растворов, позволяют регистрировать протекание процесса рекристаллизации и структурной перекристаллизации сплавов и т. п.

Использование этого метода исключает ряд вышеуказанных недостатков и позволяет на одном цилиндрическом образце размером $L = 6 \varnothing$ определять такие характеристики, как физический предел текучести и предел упругости материала непосредственно из эксперимента. Зная зависимость между параметрами МПД, можно с помощью этого метода с удовлетворительной линейной корреляцией определять величину ударной вязкости (KCU), характер зависимости $K_{IC}(T)$ и $KCU(T)$, а также порог хладноломкости $T_{ХР}$.

С целью прогнозирования механических свойств и сопротивления стали хрупкому разрушению проведен сравнительный анализ параметров МПД, определенных при комнатной температуре на автоматизированной установке АС ПМД (разработка ГИФТИ, г. Нижний Новгород), с характеристиками, определяемыми по стандартным методикам, на образцах мартенситностареющей стали 08X15H5Д2Т после обработки в интервале температур 150-450°C. Получены корреляционные зависимости параметров МПД с механическими свойствами этой стали. Показано, что параметр σ^{II} релаксационной кривой повторяет характер изменения предела текучести исследуемой стали после старения.

EXPERIMENTAL INVESTIGATION AND MODELING OF ENERGY DISSIPATION IN METALS UNDER QUASI-STATIC AND CYCLIC LOADING

Oleg A. Plekhov¹⁾, Sergey Uvarov¹⁾, Oleg Naimark¹⁾,
Thierry Palin-Luc T.²⁾, Nicolas Saintier²⁾

¹⁾ ICMM RAS-Laboratory Physical Foundations of Strength, Perm, Russia
naimark@icmm.ru

²⁾ ENSAM-Laboratoire Matériaux Endommagement Fiabilité et Ingénierie des Procédés
(EA 2727), Esplanade des Arts et Métiers, F-33405 Talence Cedex, France

The microstructure evolution of metallic materials under plastic deformation has been the object of intensive study during all the last century. It has been shown that the deformation of metal is accompanied by the appearance of specific mesodefekt patterns and nonlinear heat dissipation. This process simultaneously involves a great number of strong interacting defects at different scales. This leads to the specific changing of the macroscopic material response, heat dissipation and heterogeneous temperature distribution on a specimen surface. The detail study of the peculiarities of the temperature field evolution could be very useful both in the process of non-contact monitoring of damage initiation and the investigation of the fundamental laws of the defect induced dissipation ability of solid.

Based on the results of our previous work devoted to the investigation of temperature evolution on metallic specimen surfaces of smooth specimens made of 35CD4 and 301 steel under middle-cycle fatigue (around 10^5 cycles) and quasi-static loading coupled with our results in the statistical description of the mesodefekt ensemble we have proposed a thermodynamic internal variable model of energy balance process in materials.

Our experimental investigation used an infrared camera Jade III by CEDIP (thermal resolution up to 0.1 mK and maximum framing rate up to 500Hz) shows that the appearance of mesoscopic defect structures consisting of strong interacting defects lead to the specific thermal behavior of points located near this place. This behavior could be manifested by monitoring the time evolution of the spatial standard deviation of the temperature or calculation of time wavelet spectrum of temperature signal. The wavelet analysis of temperature signals allows us to show the appearance of second and third loading harmonics caused by the simultaneous heating and movement of hot spots versus motionless camera in the points located near the place of deformation localization and failure.

The theoretical analysis of this process shows us the lack of theoretical description of energy balance in the solids under plastic loading and motivates us to propose a new theoretical model. The main idea of the model is the division of the irreversible strain into two parts: $\tilde{\epsilon}^p$ caused by defect initiation and growth and ϵ^p corresponding to dissipative defect motion. The statistical description allows as to determine a stress $\tilde{\sigma}$ relation and dependence of the free energy F on $\tilde{\epsilon}^p$. The model governs the right (have quantitative agreement with experimental data) conversation of some of plastic work into storage energy.

Based on the analysis of the solution of statistical problem we have proposed a simple approximation for stress $\tilde{\sigma}$ relation under one-dimension loading and perform numerical simulation of quasi-static tension and cyclic loading of metal specimen.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ МАТЕРИАЛОВ НЕРАЗРУШАЮЩИМ СПОСОБОМ

Крыленко А. В.

ОАО «Нафтан», Новополоцк, Беларусь
krylenko@naftan.vitebsk.by

Ударная вязкость отражает процессы, вызывающие хрупкость металла в различных условиях нагружения, в то время как стандартные статические характеристики механических свойств при испытании на растяжение не меняются. При определении ударной вязкости выявляются многие виды хрупкости стали: хладноломкость, обратимая и необратимая отпускная хрупкость, синеломкость и др. Целью определения ударной вязкости является установление склонности материала к хрупкому разрушению, определение условий возникновения хрупкого состояния, а также оценка поведения материалов в условиях эксплуатации и повышенной скорости деформирования (в особенности, при наличии сложных условий нагружения при эксплуатации).

Традиционно ударную вязкость определяют по ГОСТ 9454. Согласно ГОСТ 9454 испытаниям на ударную вязкость подвергают образцы с U-образным, V-образным и T-образным концентраторами напряжений, вырезанные из детали или конструкции. Недостатком данного способа является то, что он относится к разрушающим способам, т.е. для определения ударной вязкости необходимо делать вырезку из деталей или конструкции для изготовления стандартных образцов (по ГОСТ 9454). При этом размер минимально возможного образца составляет 55×10×2 мм.

Разработан неразрушающий способ определения ударной вязкости материалов, включающий численное определение ударной вязкости по математической зависимости, связывающей относительное сужение материала и значение ударной вязкости, отличающийся тем, что определение относительного сужения производится неразрушающим способом по геометрическим параметрам отпечатка на материале после внедрения в него индентора в форме пирамиды при фиксированной нагрузке с углом между гранями 136° (при определении твердости по методу Виккерса).

Для обоснования указанного способа были проведены исследования на низколегированных конструкционных (типа стали 09Г2С) и коррозионностойких, жаростойких, жаропрочных (типа стали 08Х18Н10Т) сталях, которые широко применяются для изготовления объектов нефтехимической промышленности. Минимальные и максимальные погрешности ударной вязкости составляют – 2,2 % для конструкционных низкоуглеродистых сталей и 2,6 % для коррозионностойких, жаростойких, жаропрочных сталей. Полученные значения ударной вязкости по разработанному способу сравнимы со значениями ударной вязкости, определенными стандартным способом по ГОСТ 9454.

Отличительной особенностью разработанного способа является возможность определения ударной вязкости непосредственно на объекте практически в любом доступном месте без его разрушения и вырезки образцов. Разработанный способ был апробирован на ответственных деталях нефтехимической промышленности (штока восстановленных компрессоров, пружины предохранительных клапанов и др.).

ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА НЕРАЗРУШАЮЩИМ СПОСОБОМ

Чернявский В. Ф.¹⁾, Снарский А. С.²⁾, Крыленко А. В.¹⁾

¹⁾ ОАО «Нафтан», Новополоцк, Беларусь

²⁾ УО «Полоцкий государственный университет», Новополоцк, Беларусь
krylenko@naftan.vitebsk.by

На различных установках крупнейшего в Европе нефтехимического комплекса ОАО «Нафтан» около 40 лет эксплуатируется оборудование, работающее под давлением и при высоких температурах. В состав установок входят колонны различного назначения, емкости, теплообменники, печи, котельное оборудование, технологические трубопроводы, паропроводы и т.д. Исследования металла последних десяти лет показывают, что в процессе эксплуатации металл конструкций и оборудования испытывает повреждаемость, охрупчивание, деградацию свойств (старение), в том числе, деградацию механических свойств.

Установлен наилучший способ определения механических свойств стали за счет оценки характера пластической деформации поверхности объекта при квазистатическом внедрении в материал индентора — это оценка параметров отпечатка и характера пластической деформации при внедрении в материал четырехгранной пирамиды с углом между противоположными гранями 136° при определении твердости по методу Виккерса.

В результате исследований предложены оригинальные математические зависимости между параметрами пластической деформации объектов при квазистатическом внедрении индентора (геометрическими характеристиками отпечатков при определении твердости) и основными механическими свойствами материала стальных деталей (σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ_5 , ψ , KCU).

Разработана методика неразрушающего определения механических свойств металла (пределов прочности σ_B и текучести $\sigma_{0,2}$, относительных удлинения δ_5 и сужения ψ , ударной вязкости KCU) путем оценки характера пластической деформации поверхности объекта и упруго-пластического взаимодействия материала с индентором при квазистатическом внедрении индентора в материал объекта.

Проведена отработка, проверка работоспособности и подтверждена возможность применения разработанной методики косвенного определения механических свойств материала (в первую очередь, ударной вязкости) неразрушающим способом на основании оценки характера пластической деформации поверхности объекта при квазистатическом внедрении индентора (при определении твердости по методу Виккерса) на реальных деталях ОАО «Нафтан». Установлена удовлетворительная корреляция между механическими свойствами стали на реальных деталях, определенными по разработанной методике, а также определенными по стандартным методикам.

Разработанная методика позволит проводить более точную оценку фактического технического состояния металла ответственных деталей оборудования и конструкций (неразрушающими методами), что позволит предотвратить возникновение ряда аварийных ситуаций и повысить надежность и безопасность любого промышленного объекта (в первую очередь, предприятий концерна «Белнефтехим»).

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ γ - ϵ - α' МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С НИЗКОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Киреева И. В., Чумляков Ю. И.

Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия

kireeva@spti.tsu.ru

На монокристаллах аустенитной нержавеющей стали Fe–17%Cr–12%Ni–2%Mn–0.75%Si (мас.%) с энергией дефекта упаковки $\gamma_0 = 0.01$ – 0.015 Дж/м² методами рентгеноструктурного, фазового анализа и электронной микроскопии исследовано развитие γ - ϵ - α' мартенситного превращения (МП) в зависимости от ориентации оси растяжения кристалла и температуры испытания T .

Показано, что понижение температуры испытания $T < 173$ К в монокристаллах стали приводит к γ - ϵ - α' МП при пластической деформации. Установлено, что величина деформации, предшествующей γ - ϵ МП зависит от ориентации оси кристалла и величины γ_0 . В [011]-, $[\bar{1}11]$ -кристаллах при растяжении γ - ϵ МП развивается с начала пластического течения $\epsilon \leq 3$ %, тогда как в $[\bar{1}23]$ -, [012]- кристаллах после значительной деформации скольжением $\epsilon = 16$ – 70 %. В [001]- кристаллах γ - ϵ МП рентгеновским способом не обнаруживается, а электронномикроскопически наблюдается ϵ -фаза, объемная доля которой составляет 1–2 %. Физическая причина ориентационной зависимости γ - ϵ МП связана с влиянием внешних напряжений σ на величину расщепления полной дислокации $a/2\langle 110 \rangle$ на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$, которые создают зародыш ϵ -фазы.

Установлено, что ориентационная зависимость ϵ - α' МП в монокристаллах стали определяется двумя факторами. Во-первых, α' -мартенсит в аустенитных нержавеющей сталях с низкой γ_0 образуется в ламелях ϵ -фазы и поэтому ϵ -фазу рассматривают как промежуточную фазу для γ - α' МП. Следовательно, ориентационная зависимость γ - ϵ МП в монокристаллах сталей будет определять ориентационную зависимость ϵ - α' МП. Так, в $[\bar{1}23]$ -, [012]-кристаллах образование α' -мартенсита происходит после больших деформаций скольжением из-за затруднения γ - ϵ МП. В [001]-кристаллах подавление образования ϵ -мартенсита приводит к отсутствию α' -мартенсита. В $[\bar{1}11]$ -, [011]-кристаллах γ - ϵ МП происходит при $\epsilon \geq 3$ – 5 %. Однако α' -мартенсит в $[\bar{1}11]$ наблюдается уже при $\epsilon \leq 5$ %, а в [011] при деформации $\epsilon \geq 26$ %. Следовательно, ϵ - α' МП в кристаллах аустенитных сталей определяется еще и фактором, который описывает зависимость от ориентации работы U , необходимой для образования кристаллов α' -мартенсита:

$$U/\sigma = \omega_0 \cos \Theta \cos \lambda \pm 0.5(1 + \cos 2\Theta)\epsilon_0$$

где $\omega_0 = 0.192$ – сдвиговая компонента формоизменения, а $\epsilon_0 = 0.089$ – нормальная к плоскости габитуса (дилатационная) компонента формоизменения для системы сдвига $\langle 110 \rangle$ (112), приводящие к образованию α' -мартенсита, λ – угол между направлением сдвига и осью кристалла, Θ – угол между нормалью к плоскости габитуса и осью кристалла.

Величина U/σ в $[\bar{1}11]$ -, $[\bar{1}23]$ -, [012]-кристаллах имеет максимальные значения, и α' -мартенсит зарождается в пластинах ϵ -фазы сразу же после начала γ - ϵ МП. В [011]-кристаллах величина U/σ , напротив, имеет наименьшие значения и, следовательно, необходимый уровень напряжений для зарождения и роста α' -мартенсита достигается за счет деформационного упрочнения при γ - ϵ МП.

МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЕ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕ ПО ГРАНИЦЕ, СОПРЯГАЮЩЕЙ ПЛОТНОУПАКОВАННУЮ И АТОМНО РЫХЛУЮ ПОВЕРХНОСТИ

Кульков В. Г.

Волжский филиал Московского Энергетического института, г. Волжский, Россия.

kulkov@vlz.ru

Межкристаллитная граница общего типа с несоизмеримой структурой часто является неустойчивой по отношению к ее фасетированию с образованием сегментов, сопрягающих плотноупакованную кристаллографическую плоскость одного зерна с атомно-рыхлой поверхностью другого. Движущей силой такого процесса является общее уменьшение энергии системы, несмотря на увеличение площади границы.

Проскальзывание в пределах такого сегмента удобно рассматривать как движение приграничных атомов рыхлой поверхности в периодическом потенциальном рельефе плотноупакованной плоскости. Внешнее сдвиговое напряжение σ , действующее вдоль сегмента, нарушает баланс в энергетическом распределении атомов. Релаксация атомной плотности происходит диффузионным путем. Для нахождения скорости проскальзывания решается двумерное диффузионное уравнение для вакансий с различными значениями химического потенциала в источнике и стоке. Выражение для скорости проскальзывания имеет вид:

$$v = \frac{4\pi D c_e \delta^2}{GBkTa^3 \ln\left(\frac{G}{2BS_0\delta\sigma}\right)} \sigma^2,$$

где D – зернограницный коэффициент диффузии вакансий, c_e – их равновесная концентрация в границе, G – модуль сдвига, δ – диффузионная ширина границы, S_0 – площадь ячейки периодического потенциального рельефа, a – атомный размер, B – коэффициент пропорциональности числа источников ΔN на единице площади границы упругому взаимному смещению зерен.

В частном случае строения границы, когда она образована контактом поверхностей с параллельными плотноупакованными атомными рядами, источники вакансий в границе являются линейными, а диффузионная задача одномерной. В этом случае

$$v = \frac{4D\delta^3 c_e}{G^2 kTa} \sigma^3.$$

В обоих рассматриваемых случаях контролирующий механизм скольжения заключается в локальном повышении энергии конфигураций из отдельных атомов или их рядов и последующей их диффузионной релаксации. В области малых внешних напряжений $\sigma a^3 / kT \ll 1$ число таких конфигураций ΔN и их энергия пропорциональны величине напряжения, а обратная диффузионная длина R^{-1} является корневой или линейной его функцией. По мере увеличения приложенного напряжения число атомов с повышенной энергией изменяется, достигая насыщения при его критической величине. Дальнейший рост напряжения не приводит к изменению ΔN и R , что означает переход к линейной зависимости скорости проскальзывания от величины внешнего напряжения.

РЕЛАКСАЦИОННЫЙ ПИК ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННЫЙ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕМ ПО ПРИМЕСНЫМ ФАСЕТИРОВАННЫМ ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН

Кульков В. Г.

Волжский филиал Московского Энергетического института, г. Волжский, Россия.

kulkov@vlz.ru

Особенности релаксационных процессов на фасетированных границах связаны с тем, что все фасетки являются атомарно плоскими, имеют в пределах одной границы параллельные ориентации и обладают сходным атомным строением. Проскальзывание по таким границам, содержащим примесные атомы, контролируется примесными зернограницными диффузионными процессами. Зависимость скорости скольжения от внешнего напряжения имеет линейный характер и задается выражением:

$$v = \frac{2\pi DkT}{\lambda^2 S^2 n} \sigma,$$

где D – зернограницный коэффициент диффузии примеси, n – ее концентрация в границе, S – площадь элементарной ячейки потенциального рельефа граничной плотноупакованной плоскости, λ – силовая константа взаимодействия атомов по обе стороны от границы.

После приложения к границе растягивающего напряжения $\sigma(t) = \sigma_0 \exp(i\omega t)$ на фасетках возникают сдвиговые компоненты $\sigma_t(t) = \frac{1}{2} \sigma(t) \sin \alpha$. С целью упрощения будем считать, что сдвиг в пределах фасетки имеет квазиоднородный характер и ограничивается на ее гряях дефектами дислокационного типа. Допустимость такого представления обусловлена тем, что области сопряжения фасеток имеют более разупорядоченную структуру и, следовательно, обладают большей податливостью, так что неоднородная деформация, в большей степени, локализуется вблизи краев фасетки. Скорость проскальзывания определяется величиной локальных напряжений, являющихся суперпозицией внешнего переменного напряжения сдвига и внутреннего, равного напряжению дислокационного диполя в его средней части $\frac{2\mu u}{\pi(1-\nu)l}$ с векторами Бюргерса дислокаций, равными взаимному смещению зерен u . В случае гармонически меняющейся со временем внешней нагрузки решение приведенного уравнения позволяет найти скорость взаимного движения зерен и величину энергетических потерь на каждой фасетке. Внутреннее трение, учитывающее вклад всех фасеток, имеет вид:

$$Q^{-1} = \frac{pp(1-n)lE}{RG} \frac{\omega t}{1 + (\omega t)^2}, \quad t = \frac{(1-n)l^2 S^2 n l}{4GDkT},$$

где R – размер зерна, G и E – модули сдвига и Юнга, ν – коэффициент Пуассона, ω – частота, τ – время релаксации, l – ширина фасеток.

Величина внутреннего трения имеет характер дебаевского пика со временем релаксации, определяемым диффузией примесных атомов на расстояния, малые по сравнению с шириной фасеток. Кроме фасеточного пика, в поликристаллическом материале имеется пик, связанный с проскальзыванием мезоскопических участков границы, ограниченных тройными стыками. В обоих случаях для адекватного описания спектров релаксации необходимо учитывать распределение как фасеток, так и участков по размерам. Учет последнего обстоятельства приводит к уширению пиков. Сама же функция распределения определяется способом приготовления материала, типом ансамбля межкристаллитных границ, температурой фазового перехода их фасетирования, типом и количеством зернограницной примеси.

ЭВОЛЮЦИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И СТРУКТУРНЫЕ МИКРОМЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ В ШЕЙКЕ ПЛОСКОГО ОБРАЗЦА

Деревягина Л. С., Панин В. Е., Стрелкова И. Л., Мирхайдарова А. И.

Институт физики прочности и материаловедения Томск, Россия

В соответствии с основной концепцией физической мезомеханики [1], при изучении разрушения необходим многоуровневый подход, включающий в себя анализ микро-, мезо- и макропараметров. Решение проблемы разрушения на макроуровне связано с исследованием напряжений и деформаций в шейке растягиваемого образца. Первые решения этой задачи при достаточно сильных ограничениях были получены Н. Н. Давиденковым и Н. И. Спиридоновой, П. Бриджменом, И. П. Рене. Позднее ее решали К. П. Казанкова и А. С. Федоров, Chen W. N., Nedlemann A., Norris D. M. с соавторами. Известны также экспериментально-расчетные работы, анализирующие напряженно-деформированное состояние в шейке. Для измерения деформаций использовали метод сеток, метод Муара, метод фотоупругих покрытий. Последним методом Г. Н. Албаут с соавторами [2] была получена наиболее полная картина распределений напряжений и деформаций в шейке однородных образцов стали марки АІ и дюралюминия Д16Т. Однако для исследуемых материалов не были выявлены структурные микромеханизмы деформации и, следовательно, не установлена их взаимосвязь с макрокартиной распределения локальных деформаций и напряжений.

Экспериментальная проверка и дальнейший анализ взаимосвязи микро- и макропараметров процесса разрушения во многом сдерживается трудоемкостью метода фотоупругих покрытий для измерения локальных полевых деформаций. В настоящей работе анализ многоуровневого процесса разрушения проведен с помощью оптико-телевизионного измерительного комплекса [3]. В отличие от метода фотоупругих покрытий, в котором картины изолиний выявляются фотографическим способом, оптико-телевизионный метод компьютеризирован, то есть экономичен с точки зрения времени, затраченного на эксперимент. В связи с этим, в работе исследован широкий круг материалов:

1. высокопрочная мартенситная сталь ВКС-12 авиационного назначения, стали марок СтЗ, 10Г2С, 16Х12ВФТаР; медь крупнокристаллическая;
2. субмикрокристаллические α -железо и медь, полученные в результате РКУ прессования.

Проанализированы закономерности развития деформации на стадии образования шейки при статическом растяжении плоских образцов. В области шейки рассчитаны локальные линейные и сдвиговые компоненты деформации, интенсивности скорости деформации, интенсивности напряжений. Картины их распределения, построенные в пространстве, сопоставлены со структурными микромеханизмами разрушения. Полученные экспериментально-расчетные результаты обобщены с единой позиции о взаимосвязи пластической деформации и разрушения.

1. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2 т. / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, П.В. Макаров и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1995. – Т.1. – 298с., – Т.2. – 320с.
2. Албаут Г.Н. Нелинейная фотоупругость в приложении к задачам механики разрушения: Учеб. Пособие. – Новосибирск: НГАСУ, 2002. – 112с.
3. Syryamkin V.I., Panin S.V. Television-optical technique for materials investigation and diagnostics of state of loaded materials and structure parts. // Вычислительные технологии. – 2003 – Т8. – С.10-25.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЙ ПРАКТИКЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Семашко Н. А., Муравьев В. И., Физулаков Р. А.

Комсомольское-на-Амуре Авиационное производственное объединение, Россия
kmtnm@knastu.ru

Одним из фундаментальных вопросов современной теории и практики является экспериментальное исследование процессов пластической деформации и разрушения металлических материалов. Результаты этих исследований являются базовой информацией для создания и использования новых материалов в производстве летательных аппаратов нового поколения.

Исследования стадий деформации проводились на экспериментальном комплексе созданном на базе универсальной машины ИМАШ-20-75 [1]. По стандартной методике на одноосное растяжение с постоянной скоростью были испытаны авиационные сплавы различного класса (ОТ4, ВТ4, ВТ20, Д16, В95). Специальный аппаратно-программный комплекс в автоматическом режиме регистрировал следующие параметры сигналов АЭ: амплитуда (U_m), длительность (τ), энергия (E) и время прихода импульса (t). На основе этих параметров программным путём рассчитывались следующие комплексные параметры: коэффициент $K_p = \lg(E/\tau^2)$, коэффициент формы $K_f = \frac{E}{t \cdot U_m^2}$ и средняя мощность $P = E/\tau$.

На диаграмме двух параметрического распределения АЭ сигналов в координатах « $P - K_p$ » для указанных выше авиационных сплавов была предложена методика условного разделения всех импульсов на 4 группы. Анализ особенностей параметров АЭ импульсов условных групп, кинетика их регистрации и количественное соотношение при испытании различных материалов, а также основные представления теории физической мезомеханики в многоуровневом характере процесса деформации [2], позволяют выдвинуть следующую гипотезу. Импульсы каждой группы возникают в результате потери сдвиговой устойчивости по соответствующим уровням для каждой группы, начиная от микроуровня в локальных зонах кристаллической решётки и заканчивая глобальной потерей сдвиговой устойчивости и образованием и развитием микротрещин.

Анализ кинетики каждого импульса в процессе деформации показал, что импульсы различных групп появляются на определённых уровнях нагрузки, некоторые могут чередоваться на высоких уровнях нагрузки. Разрушение может наступить на любом масштабном уровне деформации в зависимости от степени стеснения.

Важным практическим результатом данного направления исследований является тот факт, что количественные соотношения АЭ сигналов условных групп, рассчитанные на момент разрушения образца, коррелируют с предельными механическими характеристиками исследуемого сплава [3].

1. Н.А. Семашко, В.И. Шпорт, Б.Н. Марьин и др. Акустическая эмиссия в экспериментальном материаловедении 2002. 239 с.
2. В.Е. Панин. Основы физической мезомеханики //Физическая мезомеханика. Томск. 1998. №1. с. 5 – 22.
3. Н.А. Семашко, А.В. Фролов, В.И. Муравьев, М.М. Ляковицкий. Применение новых параметров акустической эмиссии для прогнозирования предельных механических характеристик титанового сплава ОТ4. //Контроль. Диагностика. № 12. 2002. с. 24 – 27.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМА НАГРУЖЕНИЯ НА КИНЕТИКУ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ПОЛНЫХ ДИАГРАММ

Чаусов Н. Г., Пилипенко А. П.

Национальный аграрный университет Украины, Киев, Украина
chausov@nauu.kiev.ua

Для изучения влияния предварительного нагружения на кинетику разрушения и трещиностойкость материала при последующем статическом растяжении оказался весьма эффективным метод полных диаграмм. При этом удается удачно сочетать все операции силового нагружения на одном и том же стандартном малогабаритном образце, а за параметры, которые оценивают предельную поврежденность и статическую трещиностойкость материала, целесообразно принимать удельную работу разрушения A_p и параметр трещиностойкости K_λ [1].

Особую опасность могут вызывать динамические перегрузки, так как они существенно повышают склонность материалов к охрупчиванию, что может приводить к непредсказуемым разрушениям машин и оборудования.

Для проведения такого рода исследований нами разработана полностью компьютеризированная установка для испытаний материалов с построением полных диаграмм деформирования, которая позволяет реализовать сложные режимы нагружения (статическое растяжение – динамическая перегрузка – статическое растяжение).

Проведенные эксперименты на ряде сталей и титановом сплаве показали, что за счет динамического перераспределения нагрузки в нагружающей системе в исследуемом образце материала могут протекать такие процессы деформирования, которые однозначно можно отнести к малоисследованным [2,3].

Полученные данные свидетельствуют о том, что динамическая перегрузка скачкообразно увеличивает степень разрыхления материала.

В настоящей работе впервые предпринята попытка сопоставить уровни скачков деформаций и нагрузки в процессе воздействия силового динамического импульса одной интенсивности при испытании материалов разных классов с уровнем текущей поврежденности материала. Для изучения особенностей структурного состояния металлов после различных режимов нагружения использовались феноменологическая модель накопления повреждений [1], метод АЭ-сканирования [3] и метод тонких фольг.

Анализ полученных результатов позволяет сделать вывод о неоднозначном влиянии динамических перегрузок на предельную поврежденность и трещиностойкость материалов в разных структурных состояниях.

На базе новых экспериментальных данных предложен принцип эквивалентности деградационных процессов для рассматриваемого режима нагружения и новый феноменологический подход к моделированию полной диаграммы деформирования пластичных материалов.

1. Новые методы оценки деградации механических свойств металла конструкций в процессе наработки / Лебедев А.А., Чаусов Н.Г. Изд-во ИПП НАН Украины. – Киев. – 2004. – 133 с.
2. Chausov N.G., Pilipenko N.G. Influence of Dynamic Overloads on Fracture Kinetics of Metals at Final Stages of Deformation // *Mechanika*. – 2004. – 3 (48), P. 13-18.
3. Чаусов Н.Г., Недосека С.А., Пилипенко А.П. Комплексная оценка поврежденности пластичных материалов при различных режимах нагружения // *Техническая диагностика и неразрушающий контроль*. – 2004, № 3, с. 16 – 21.

НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТОВ И НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВОЛН РАЗРУШЕНИЯ

Плехов О. А.¹⁾, Уваров С. В., Наймарк О. Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

¹⁾ usv@icmm.ru

Волны разрушения в хрупких материалах являются объектом интенсивных исследований на протяжении последних двух десятилетий. Термин «волна разрушения» был введен как предельный случай накопления поврежденности, когда в ансамбле дефектов возникает когерентное поведение в виде структуры, с фронтом, распространяющимся с некоторой групповой скоростью. Этот фронт разделяет структурированный материал от полностью дисперсно-разрушенного материала. Важной чертой волн разрушения является экспериментально установленный факт, что скорость распространения волн разрушения не согласуется со скоростью распространения единичной трещины, имеющей теоретический предел, равный скорости волн Релея.

Экспериментальное исследование динамики трещин позволило установить три асимптотических режима распространения трещин, включая высокоскоростной режим развитого ветвления. Численный анализ установил связь автомодельных решений «обостряющегося» типа с кинетикой локализации дисперсного разрушения, что явились основой для интерпретации эффекта «волн разрушения» при ударном сжатии стекол и керамик, как режима возбуждения “blow-up” коллективных мод при соответствующих параметрах импульса нагрузки (амплитуды и длительности), состояния поверхности нагружаемого образца и приповерхностного слоя. Показано, что скорость распространения фронта «волны разрушения», определяемая “blow-up” типом автомодельного решения (диссипативных структур), зависит от скорости уменьшения свободной энергии при увеличении плотности дефектов и «нелокальных» эффектов пространственного взаимодействия дефектов. Возможным механизмом распространения «волн разрушения» являются также последовательные режимы возбуждения диссипативных структур при распространении волнового импульса нагрузки со временем «задержки», определяемым «временем обострения» - характерным временным масштабом процесса локализации разрушения.

Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 04-01-96009, МК-4045.2004.1 и гранта Совместной российско-американской программы "Фундаментальные исследования и высшее образование" № Y2-EMP-09

КОГЕЗИВНАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕДИ И ПОВЕРХНОСТНОЕ НАТЯЖЕНИЕ

Ваганов Д. В., Жевненко С. Н.

*Московский Институт Стали и Сплавов (Технологический университет), Россия,
sergeyng@mail.ru*

Поверхностное натяжение твердых тел является важнейшей характеристикой поликристаллических материалов. От энергетического состояния внутренних поверхностей раздела (границы зерен, межфазные границы) зависят и прочностные характеристики ма-

териалов. Так, например, разрушение поликристаллов, как правило, происходит по границам. Внешние и внутренние поверхности раздела играют большую роль при зарождении и распространении трещин (теория Гриффитса) [1]. К сожалению, количество надежных данных о поверхностном натяжении твердых тел чрезвычайно ограничено.

В нашей работе был реализован метод нулевой ползучести [2] для определения поверхностного натяжения твердой меди на образцах различной формы (тонкие проволоки, фольги). Образцы подвергались предварительной термообработке с целью формирования структуры. Их внешний вид и микроструктура показаны на рис. 1. В проволоках наблюдалась бамбуковая структура с границами общего типа, которые учитывались при расчете поверхностного натяжения. Границы зерен в фольге, в основном, были двойниковыми, поэтому их не учитывали при расчете. Все эксперименты проводились в атмосфере водорода.

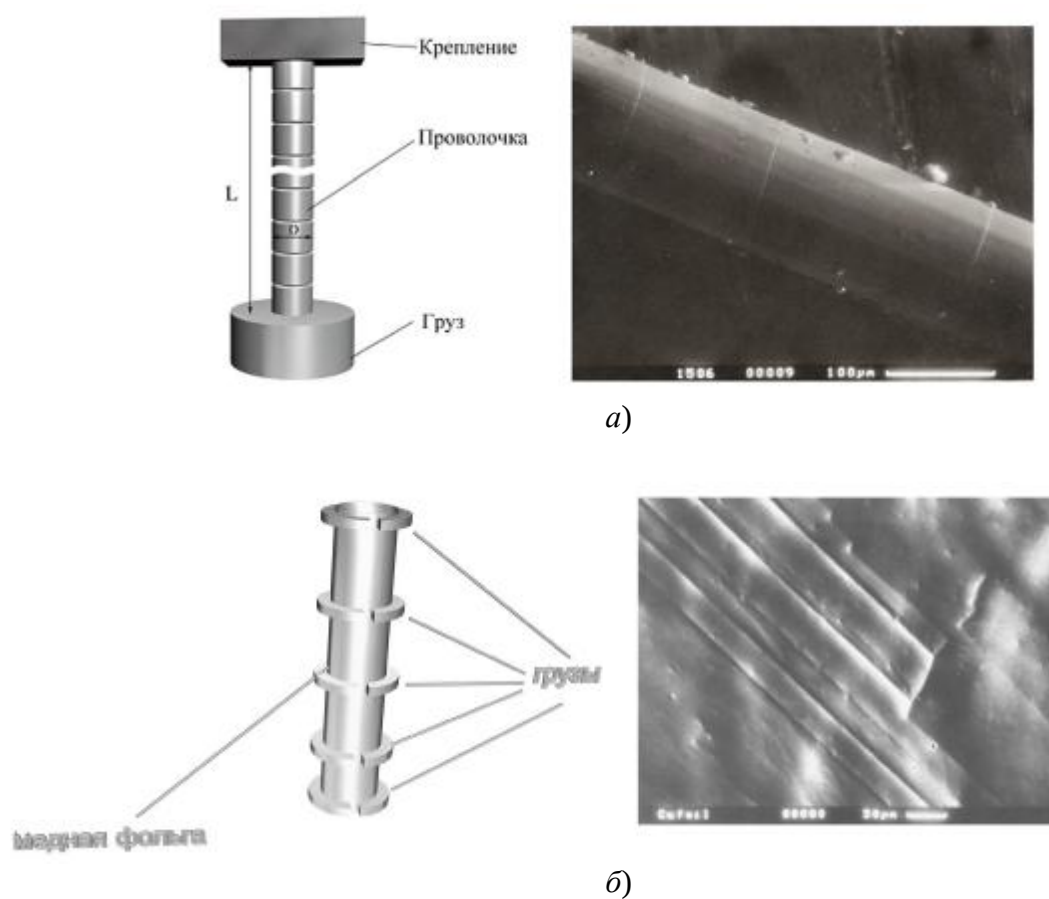


Рис. 1. Внешний вид образцов и их микроструктура. а) тонкая проволока; б) цилиндрическая фольга.

В работе приведены и обсуждены полученные результаты.

1. М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский. Структура и механические свойства металлов. М.: Металлургия, 1970, 472 с.
2. H. Udin, A. J. Shaler and J. Wulff / Metall. Trans. AIME, Feb. 1949, p. 186

ДЕФЕКТЫ СТРУКТУРЫ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ МОТТА-АНДЕРСОНА В МОЛЕКУЛЯРНЫХ МЕТАЛЛАХ

Моргунов Р. Б.

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

Исследована роль дефектов структуры в формировании электрических и магнитных свойств ряда квазидвумерных органических металлов и сверхпроводников, содержащих прослойки оксалатных и цианидных комплексов парамагнитных ионов Cr^{3+} или Fe^{3+} между проводящими слоями молекул BEDT-TTF или BEDO. Обнаружено, что при $T < 20$ К в кристаллах на основе BEDT-TTF с ионами Cr^{3+} происходит частичная локализация электронов проводимости в областях, сравнимых с размерами отдельных молекул BEDT-TTF. Причиной локализации является структурный беспорядок, вызванный наличием неравновесных дефектов структуры, уменьшение концентрации которых со временем после синтеза сопровождается ослаблением эффекта локализации. Обнаружена корреляция между локализацией электронов проводимости и появлением антиферромагнитного взаимодействия между ионами Cr^{3+} при $T \sim 20$ К. В изоструктурных кристаллах BEDT-TTF с ионами Fe^{3+} локализация Мотта-Андерсона не наблюдается, как не наблюдается и появление обменного взаимодействия между ионами железа вплоть до 1.5 К. Таким образом, дефекты структуры вызывают локализацию электронов проводимости, которые, будучи посредниками в обменном взаимодействии между ионами металлов, определяют возникновение магнитной упорядоченности. Корреляции между температурными зависимостями электрического сопротивления и магнитными восприимчивостями электронов проводимости и подсистемы переходных ионов обнаружены также в кристаллах $\text{BEDO}_x[\text{Cr}(\text{CN})_5\text{NO}]$.

При помощи SQUID микромагнетометра с пространственным разрешением ~ 20 мкм исследованы магнитные свойства локально деформированных участков поверхности молекулярных магнитов на основе соединения $\text{NiL}_2(\text{C}_2\text{H}_5\text{OH})_2$. Обнаружено, что локальная пластическая деформация (полученная вдавливанием микроиндентора) приводит к появлению остаточной намагниченности в деформированной зоне ~ 100 мкм² при температурах ~ 77 К. Эта температура существенно превышает температуру магнитного упорядочения данного материала ~ 5 К, не подвергавшегося пластической деформации. Эффект может быть качественно объяснен возникновением ферромагнитного упорядочения на дефектах структуры, введенных при деформации. Установлено, что замена группы $(\text{C}_2\text{H}_5\text{OH})_2$ на другие спиртовые группы приводит к исчезновению намагниченности в зоне локальной деформации.

РЕЖИМЫ ГЕНЕРАЦИИ И СПИНОВОЕ СОСТОЯНИЕ КЛАСТЕРОВ Eu, ОТВЕТСТВЕННЫХ ЗА МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В КРИСТАЛЛАХ NaCl

Баскаков А. А.

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

Получены первые экспериментальные доказательства изменения полного спина кластеров Eu в кристаллической решетке NaCl под действием магнитного поля. Это проясняет микроскопические спин-зависимые процессы, являющиеся причиной магнитопластического эффекта в ионных кристаллах. Созданы экспериментальные условия, позволившие

наряду с измерениями пластичности применить спектроскопические методы исследования, такие как оптическая спектроскопия и ЭПР, а также СКВИД магнитометрия. Установлено, что под действием внешнего магнитного поля происходит перегруппировка редкоземельных примесных атомов, входящих в состав метастабильных магниточувствительных дислокационных стопоров. Предложена атомарная структура магниточувствительных дислокационных стопоров; в кристаллах NaCl:Eu ими являются обменно-связанные линейные димеры ионов Eu^{2+} вдоль направлений {110}. Под действием магнитного поля линейные димеры преобразуются в димеры, расположенные вдоль плоскостей (111). В ходе указанной перестройки происходит изменение оптических и магнитных свойств кластеров, а также уменьшается их мощность в качестве препятствий для движущихся дислокаций.

Главным результатом работы является получение прямых экспериментальных данных, свидетельствующих о переходе магниточувствительных кластеров из высокоспинового в низкоспиновое состояние под действием магнитного поля. Показано, что магнитное поле способно изменить спиновое состояние и атомарную структуру кластеров только в термически возбужденном состоянии, когда ковалентная связь внутри димеров растянута, и спиновый переход является резонансным процессом. Обнаружено, что воздействие магнитного поля на структуру димеров, формирующихся на начальном этапе агрегации, сказывается также и на ее конечном результате, а именно, приводит к преимущественному росту двумерных преципитатов, расположенных в плоскостях (111). Установлено, что магниточувствительные неравновесные кластеры могут формироваться в кристаллах тремя способами: 1) в процессе объемной диффузии ионов в кристаллической решетке, 2) при перерезании крупных преципитатов движущимися дислокациями, 3) в результате ускоренной диффузии парамагнитных ионов в ядрах дислокаций.

ВЛИЯНИЕ НЕКОТОРЫХ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЬЯ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЦЕНТРОБЕЖНЫХ ОТЛИВОК ИЗ СВИНЦОВООЛОВЯНИСТОЙ БРОНЗЫ

Корчмит А. В.

Томский политехнический университет, г. Томск, Россия

antonvk78@mail.ru

Многокомпонентные свинцовооловянистые бронзы (МСОБ) применяются в нефтехимической промышленности для изготовления деталей компрессоров высокого давления, например сальниковых сегментных уплотнений. В настоящее время эти уплотнения изготавливают из МСОБ типа Бр. ОСЦН 10-13-2-2 (9,5-10,5% Sn, 12-13% Pb, 2-3 % Zn, 2-2,5% Ni, остальное Cu). Этот материал должен иметь не только высокую износостойкость, но и повышенные прочностные характеристики. Для получения плотных отливок с высокими механическими свойствами, наиболее целесообразно применение метода центробежного литья в металлические формы. На формирование структуры и свойств МСОБ оказывают одновременно ряд технологических факторов: скорость охлаждения, температура заливаемого металла, скорость вращения формы и т.д.

Проведенные металлографические исследования показали заметное различие в структуре в зависимости от температуры заливаемого расплава и скорости вращения формы. С повышением температуры заливки идет измельчение свинцовой составляющей и некоторое уменьшение ее количества. Количество эвтектоида изменяется незначительно, средний размер включений уменьшается. С повышением температуры заливки наблюда-

ется укрупнение зерна матрицы, связанное, по-видимому, с уменьшением скорости образования центров кристаллизации и дезактивацией частиц примесей при перегреве. При высокой температуре заливки дендриты первичной α - фазы крупнее и разветвленнее. Эвтектоид и свинец, формирующиеся при кристаллизации в последнюю очередь, располагаются при перегреве преимущественно в междендритных участках α - фазы. Этим можно объяснить снижение среднего размера зерен свинца и эвтектоида при перегреве. Кроме того, некоторые авторы наблюдали снижение дендритной ликвации у оловянистых бронз при перегреве за счет процессов выравнивающей диффузии. Таким образом, дендриты α - фазы более однородны по составу, что должно благоприятно сказаться на механических свойствах.

С повышением скорости вращения формы размеры свинцовых включений увеличиваются во всех сечениях отливки. Частицы эвтектоида измельчаются, количество повышается в наружном и среднем сечениях отливки и уменьшается во внутреннем сечении. Увеличение скорости вращения и соответствующее повышение давления жидкого металла тормозит усадку отливки и уменьшает воздушный зазор между отливкой и формой, что усиливает охлаждение отливки и ускоряет её затвердевание. Благодаря повышению давления в отливке происходит слияние и укрупнение свинцовых включений.

Изменения в структуре Бр. ОСЦН 10-13-2-2 под влиянием условий кристаллизации сказываются на ее свойствах. При повышении температуры заливки измельчаются зерна свинца и эвтектоида, укрупняются зерна матрицы. В свою очередь, ударная вязкость, предел прочности при изгибе и растяжении (за исключением низких температур литья) возрастают, а твердость падает. С повышением скорости вращения формы, отливки получаются более плотными, с повышенными механическими характеристиками.

Таким образом, анализ результатов механических результатов и исследований микроструктуры позволил определить оптимальные условия получения отливок с высокими прочностными характеристиками. При температуре заливки 1150–1200 °С и скорости вращения формы 1200 об/мин обеспечивается высокая прочность ($\sigma_b = 280\text{--}290$ МПа) и ударная вязкость ($KC = 2,7\text{--}3,2$ КДж/см²).

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЧИСТОГО И ИНТЕРКАЛИРОВАННОГО ФУЛЛЕРИТА C₆₀

Лубенец С. В., Фоменко Л. С., Нацик В. Д., Стеценко Ю. Е.

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины,
Харьков, Украина
lubenets@ilt.kharkov.ua*

В интервале умеренно низких температур 77-300 К измерена микротвердость по Виккерсу H_V чистого и интеркалированного водородом, ксеноном и азотом фуллерита C₆₀. Зарегистрировано сильное увеличение микротвердости при внедрении примесных атомов и молекул в решетку фуллерита. Показано, что ступенчатообразная особенность, наблюдаемая на температурной зависимости микротвердости монокристаллов чистого C₆₀ в области ориентационного ГЦК-ПК фазового перехода ($T_c = 260$ К), качественно сохраняется в интеркалированном Хе и N₂ кристалле C₆₀. Однако начало перехода смещается в сторону низких температур. Насыщение водородом приводит к нивелированию особенности на $H_V(T)$, связанной с фазовым переходом.

При комнатной температуре изучены макромеханические свойства монокристаллов фуллерита C_{60} , выращенных из газовой фазы, в экспериментах на сжатие и сдвиг сжатием. Кристаллы показали высокий предел текучести, «параболическую» кривую деформации и хрупкое разрушение после достижения небольшой величины сдвиговой деформации. Методом релаксации напряжений определен эффективный активационный объем, характеризующий пластическое течение кристалла. В специальных экспериментах обнаружено, что кристаллы фуллерита C_{60} могут быть расщеплены по плоскостям спайности, которыми являются плотноупакованные плоскости типа $\{111\}$.

СИЛЬНО НЕЛИНЕЙНАЯ ТЕОРИЯ ФРАГМЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ КАК ПРЕДВЕСТНИКА РАЗРУШЕНИЯ

Аэро Э. Л., Булыгин А. Н.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
aero@microm.ipme.ru

Развита существенно нелинейная теория упругих и неупругих микродеформаций на основе модели взаимно проникающих подрешеток. Дано обобщение известной теории акустических и оптических колебаний на случай нелинейного взаимодействия подрешеток. Последнее вводится с учетом внутренней трансляционной симметрии сложной решетки – структура решетки и ее энергия инвариантна и при взаимном смещении подрешеток на целое число периодов. Это позволяет рассматривать силы взаимодействия подрешеток как периодические (например, синусоидальные) функции относительного смещения подрешеток. В классической теории Кармана–Борна–Хуан Куна силы просто линейны по смещениям подрешеток.

Нелинейные уравнения акустической и оптической мод движения оказываются связанными, что позволяет учесть влияние макроскопических деформаций на микроскопические (градиенты относительных смещений подрешеток), т.е. на структуру решетки. Теория справедлива и в случае больших взаимных смещений атомов, в том числе превышающих период решетки.

Это дает возможность рассматривать такие критические явления как катастрофические деформации, структурные переходы, а также процессы возникновения дефектов в изначально идеальной решетке под влиянием критических нагрузок. В конечном счете развитие этих изменений приводит к разрушению. Универсальный механизм при этом обусловлен тенденцией понижения межатомных потенциальных барьеров при больших искажениях дальнего и ближнего порядка в первоначально идеальной решетке до уровня, который, как считал С. Н. Журков, может преодолеваться за счет теплового движения в конечное время.

Данная теория позволяет рассчитать снижение энергии активации процессов структурных перестроек в зависимости от внешних напряжений и параметров решетки. Важнейшим этапом предразрушения является фрагментация решетки, которая поддается количественному описанию в рамках данной теории.

КИНЕТИКА КОРОТКИХ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН ПРИ СЛОЖНОМ РЕЖИМЕ НАГРУЖЕНИЯ

Шашурин Г. В., Варенников И. В.

ЦИАМ, Москва, Россия

В работе рассматривается проблема развития коротких усталостных трещин в элементах конструкций в условиях сложного термосилового нагружения, которое схематизируется блоками циклически изменяющихся нагрузок при постоянных температурах.

Сделано допущение, что особенности кинетики коротких трещин с характерными размерами, меньшими чем

$$l_{sh} = \frac{1}{\pi \bar{Y}^2} \cdot \left(\frac{\Delta K_{th}(R, T)}{\Psi \cdot \sigma_B(T)} \right)^2,$$

проявляются в зонах кинетической диаграммы усталостного разрушения при размахах условного КИН вблизи вершины трещины

$$\Delta K_I^* \leq \Delta K_{th}(R, T),$$

где R, T – коэффициент асимметрии и рабочая температура цикла нагружения.

С использованием нелинейного правила суммирования локальных и номинальных деформаций вблизи вершины трещины выведено кинетическое уравнение коротких трещин в условиях простого нагружения. Сформулировано правило суммирования подрастов трещины при сложном режиме нагружения.

Проведено компьютерное моделирование кинетики коротких трещин в цилиндрических образцах из гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП при трехблочном режиме нагружения. Проведенное моделирование позволило оценить влияние параметров сложности процесса нагружения на разрушение образцов с трещинами.

Исследование представляет интерес для разработчиков систем прогнозирования ресурса элементов авиационных газотурбинных двигателей (дисков турбин и компрессоров).

СТРУКТУРНОЕ ОБОСНОВАНИЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СТАЛЕЙ 4Х2Н5М2АФ2 ДЛЯ МАТРИЦ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ

Лебедева Н. В.¹⁾, Панова Г. А.²⁾

¹⁾ ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», ²⁾ СПб ГМТУ, Санкт-Петербург, Россия
bbarakhtin@mail.ru

В качестве материала для матриц горячего прессования трудно деформируемых медных сплавов разработана сталь марки 4Х2Н5М2АФ2. Это азотсодержащий сплав на основе железа с содержанием никеля ~5%, относящийся к группе сталей с регулируемым аустенитным превращением при эксплуатации. При температурах эксплуатации он имеет гранецентрированную кубическую решетку, которая подвергается деформационному и дисперсионному упрочнению непосредственно в период работы инструмента.

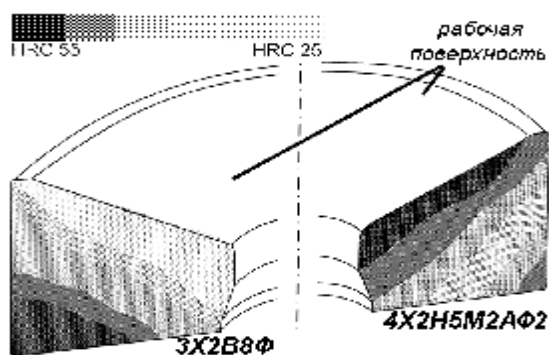


Рис. 1. Распределение твердости (см. гистограмму) по сечению матриц из сталей 3X2B8Ф и 4X2H5M2АФ2.

чей поверхности и калибрующему отверстию. В сталях типа 4X2H5M2АФ2 разупрочнение не происходит. Она имеет наибольшую твердость в зоне, примыкающей к конусообразной рабочей поверхности и калибрующему отверстию. В этой зоне основной структурной составляющей является мартенсит. Установлено, что в результате многократного микропластического деформирования при температурах эксплуатации упрочненное состояние аустенита обладает повышенной термической стабильностью. Сравнительный анализ структурных и эксплуатационных параметров показал, что инструмент, изготовленный из разработанной стали, упрочняется в тонкой поверхностной зоне. Это обеспечивает повышение стойкости матриц до 5-10 раз. В этом состоит принципиальное отличие разработки от типовых сталей 3X2B8Ф, в которых низкая стойкость матриц обусловлена интенсивным протеканием процессов отпуска.

Дальнейшее повышение стойкости матриц из сталей 4X2H5M2АФ2 связано с активизацией механизма дисперсионного твердения, обусловленного легированием сплава азотом (до 0,04%) и ванадием (~1,5%).

Оценка экономической эффективности внедрения сталей 4X2H5M2АФ2 (рис.2) показывает значительное преимущество этой марки по сравнению со штамповыми сталями, используемыми в качестве прессового инструмента в настоящее время.

УДК 678.067:539.538:621.822.5

Из сталей 4X2H5M2АФ2 были изготовлены матрицы размером Ø 115x40 мм и проведены их испытания при прессовании прутков из латуни Л63 на горизонтальном гидравлическом прессе с усилием 15МН.

Результаты исследований структурных и фазовых превращений с применением методов металлографии, рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии указали на различия в поведении поверхностных слоев матриц различных сталей при эксплуатации. Например, из распределения твердости по сечению матриц (рис.1) видно, что под воздействием эксплуатационного разогрева в структуре сталей 3X2B8Ф произошло интенсивное разупрочнение в зонах, примыкающих к рабо-

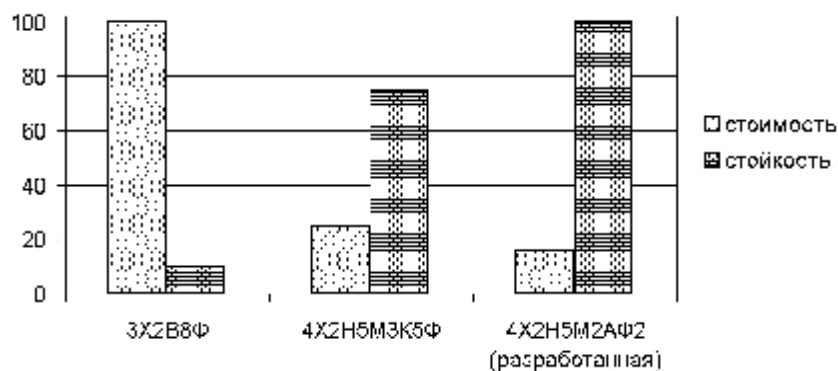


Рис. 2. Оценка стоимости (годовой выпуск) и стойкости (количество прессовок) матриц в нормированных показателях (% от максимальной величины).

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ ТРИБОПАР «АРМИРОВАННЫЙ УГЛЕПЛАСТИК – МЕТАЛЛ»

Анисимов А. В., Барахтин Б. К., Бахарева В. Е., Рыбин В. В.

ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт – Петербург, Россия

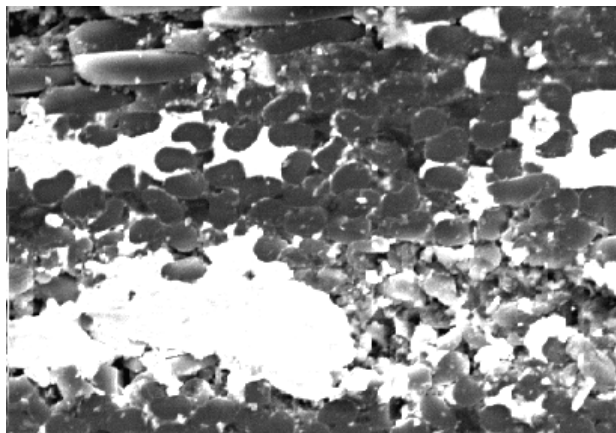
bbarakhtin@mail.ru

Испытаны трением на износ при давлении 0 – 30 МПа, скорости скольжения 1 м/с и смазке водой композиционные материалы, в которых матрицы армировались тканью на основе низкомодульных карбонизованных волокон. Аморфная фаза, играющая роль «мягкой» матрицы, состояла из хлорсодержащей эпоксидной смолы (УГЭТ) или термореактивной бакелитовой смолы (ФУТ). В качестве контртел в трибопарах использовались стали средней прочности (08Х18Н10Т) и высокой (18Х2Н4МА), а также бронза марки Бр. О10Ц2.

Установлена резкая зависимость износостойкости углепластиков от модуля упругости и условий получения углеродных волокон. Однако физическая природа изнашивания одинакова для волокон независимо от ориентации ткани. При этом износ материала УГЭТ в 10 раз ниже, чем углепластика ФУТ. Полученные данные говорят о том, что на изнашивание углепластиков накладывает свой отпечаток «химизм» внутреннего строения полимера. Так, в хлорсодержащей эпоксидной смоле, которая является связующей компонентой в материале УГЭТ, при трении в воде в поверхностных слоях происходят трибохимические превращения с образованием «третьего тела» как продукта взаимодействия. Трибореакции обусловлены процессами деструкции полимерной сетки и последующего структурирования. Новые полимерные образования обладают улучшенными триботехническими характеристиками. В частности, возникающая вторичная фаза выполняет роль влажной смазки, которая в узле трения под действием контактных давлений трения «выжимается» из полимера и образует пленку защитного слоя толщиной до 10 мкм. В отличие от УГЭТ, трение углепластика ФУТ сопровождается деструкцией фенолформальдегидной матрицы с выделением углерода, который является сухой смазкой и меньше препятствует износу.

Результаты электронно-микроскопического исследования и анализ профилограмм показали, что в подповерхностных слоях металла очаги повреждаемости формировались на микро- и мезоскопическом структурных уровнях. При этом деформируемость (податливость) металлического тела однозначно определяет вероятность износа и вид поверхности трения.

На основании полученных данных высказано предположение, что в условиях трения без износа (в паре ФУТ – бронза Бр. О10Ц2) перенос металла, составляющего сервовитную пленку (рисунок), обусловлен чередованием процессов когезии и декогезии с поверхностями контртел. Активация этих процессов вызвана непрерывно происходящей перетасовкой атомов, а возникающая неупорядоченность и «рыхлота» структуры в слое пленки воспринимается как повышенная концентрация вакансий.



НЕМОНОТОННОЕ ИЗМЕНЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ СЖАТИЕМ

Барахтин Б. К., Варгасов Н. Р.¹⁾, Лебедева Н. В., Рыбин В. В.

ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт – Петербург, bbarakhtin@mail.ru

¹⁾Севмаш ВТУЗ, Северодвинск, Россия

По результатам горячей (800 – 1200 °С) пластической деформации при скоростях ($10^{-3} - 10^2 \text{ с}^{-1}$) железа, меди, сплавов титана построены карты эффективности диссипации энергии $\eta = 2m/m+1$, которая определяется через коэффициент скоростной чувствительности деформации $m = \Delta \ln \sigma / \Delta \ln \dot{\epsilon}$ [1, 2]. Оказалось, что в зависимости от скорости ($\dot{\epsilon}$) и температуры (T) деформации «на фоне» монотонного изменения сжимающего деформирующего напряжения σ величина η имеет ряд максимумов и минимумов (рис.1).

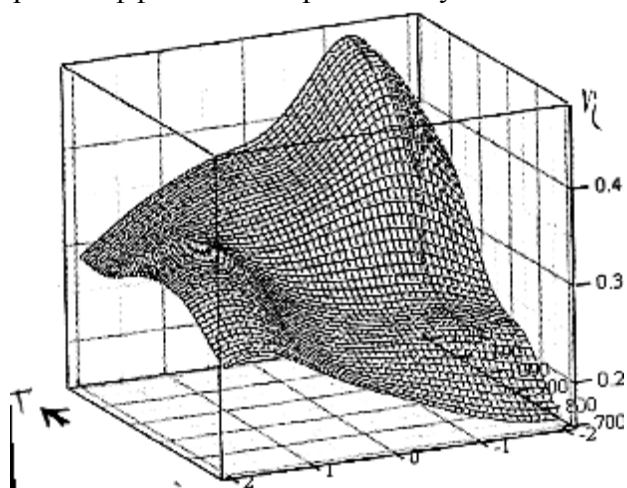
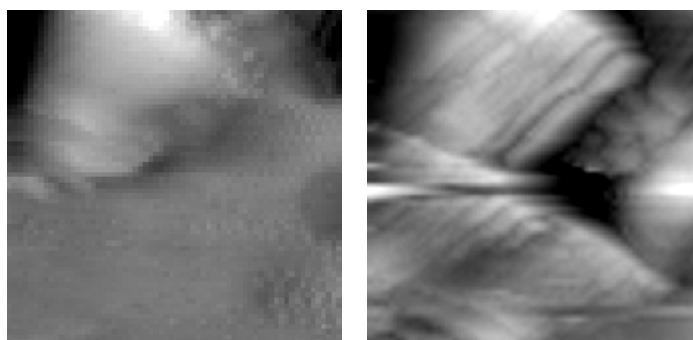


Рис.1. Коэффициент диссипации η в зависимости от температуры T и скорости деформации $\dot{\epsilon}$ при сжатии образцов железа.

Исследования внутреннего строения металлов выполнены методами световой и атомно-силовой (АСМ) микроскопии, а также рентгеноструктурного анализа. Полученные данные указывают на структурное нестабильное состояние, особенно заметное в образцах с мелкими ($\sim 10 \text{ мкм}$) зернами (Fe). При понижении скорости деформации до $\dot{\epsilon} \sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ обнаружены признаки локальной миграции дислокаций с образованием субструктуры и «зазубриванием» границ зерен. Анализ топографического рельефа, зафиксированного с помощью АСМ (рис.2), позволил предположить, что локальная миграция представляет собой вторичное проявление аккомодации проскальзывания путем дислокационного скольжения, а первичным актом является диффузионная ползучесть.

Рис.2. Слева: следы тонкого скольжения в сжатом зерне. Справа: следы грубого скольжения у границы зерна и пора. Площадь поля сканирования $7 \times 7 \text{ мкм}^2$.



1. Варгасов Н.Р., Рыбин В.В. Оптимизация температурно-скоростных режимов пластической деформации по критерию диссипации механической энергии // *Металловедение и Термическая Обработка Металлов*, 1999.- №9.- с.52-56.
2. Варгасов Н.Р., Рыбин В.В. Метод оптимизации температурно-скоростных режимов горячего деформирования конструкционных сталей // *Вопросы материаловедения*, 2004.- №1.- с.12-17.

ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ И ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА НОВЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АМИНОСТИРОЛА

Палистрант Н. А., Рахвалов В. А.

Институт Прикладной Физики АН Молдовы, Кишинэу, Республика Молдова
natpal@phys.asm.md

Новые полимерные материалы на основе 4-аминостирола (аминостирол:глицедил-метакрилат; аминостирол:стирол; стирол:бутилметакрилат: аминостирол) были получены нами методом радикальной полимеризации. Эти композиты могут использоваться в качестве сред для тиражирования и хранения голографической информации (голографических копий). В настоящей работе исследовано влияние химического состава, толщины образца, нагрузки, температуры деформирования, старения (хранения) на микротвердость. В работах по изучению механических свойств, выполненных на разнообразных полимерных соединениях, показано, что микротвердость является действенным инструментом для понимания физических процессов, проходящих в материале [1-3]. Большое внимание уделяется изучению условий протекания процесса поперечного сшивания, который имеет место при облучении светом и приводит к существенному упрочнению полимерного материала (микротвердость на поверхности образцов возрастает более чем в 5 раз), улучшению адгезивных свойств, нерастворимости в органических растворителях [4, 5]. Эти изменения вызваны протеканием химических реакций, индуцируемых в основном радикалами, образующимися под действием радиации. Происходящие изменения механических свойств полимеров не могут быть устранены путем отжига.

Для понимания механизма деформирования новых полимерных композитов на основе аминостирола исследовались вид отпечатков индентора и картины деформирования при разных нагрузках с помощью оптического микроскопа большого разрешения. Необходимо отметить, что трещин и разрушений не было обнаружено вплоть до больших нагрузок (200г). Форма отпечатка является вогнутой, что свидетельствует об упругом восстановлении стороны отпечатка. Такое отклонение от идеальной квадратной формы индентора является общей чертой полимерных материалов. Получено, что внутри отпечатка образуются складки (полосы) параллельные сторонам отпечатка. Причем такая структура отпечатка имеет место даже при малых нагрузках ($P = 5\text{г}$). По мере роста P такая особенность становится более ярко выраженной. Высказана гипотеза о возможном механизме деформирования полимерных материалов.

1. Perrin F.X., Vannhan Nguyen, Vernet J.L. Polymer 43, 2002, p. 6159-6167.
2. Beake B.D., Leggett G.J. Polymer 43, 2002, p. 319-327.
3. Soloukhin Victor A., Posthumus Willen, Brokken-Zijp Jose C.M. Polymer 43, 2002, p. 6169-6181.
4. Palistrant N., Meinhard H., Grau P., Bivol V., Robu S. SPIE Proceeding, Canada, 2004, V. 5581, Session 3, pp. 614-622.
5. Palistrant N., Meinhard H., Grau P., Bivol V., Robu S. SPIE Proceeding, Canada, 2004, V. 5582, Session 3, pp. 452-458

ВЫСОКОПРОЧНАЯ АРМАТУРА МАЛЫХ ДИАМЕТРОВ

Юрьев А. Б., Чинокалов В. Я., Зезиков М. В, Ефимов О. Ю.

ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»,
Новокузнецк, Россия
chinokalov_vy@zsmk.ru

В условиях ОАО «ЗСМК» создана и освоена технология производства высокопрочного арматурного проката № 10 класса прочности Ат800 по ГОСТ 10884 из стали марки 28С. Арматурный прокат характеризуется высоким пределом прочности ($\sigma_b \cong 1350 \text{ Н/мм}^2$) при пластичности $\delta_5 \geq 10 \%$. Такой уровень прочности можно достигнуть за счет создания в сечении стержня композита, состоящего из нескольких структурных слоев.

В процессе исследований было испытано несколько вариантов термоупрочнения арматуры по методу прерванной закалки. Установлено, что реализация класса прочности Ат800 обеспечивается микроструктурой в сечении стержня, имеющей:

- первый упрочненный слой, состоящий из продуктов отпуска мартенсита и определяющий коррозионную стойкость и чувствительность к охрупчиванию арматуры; формирование его определяется температурами охлаждения (временем первой стадии) и отпуска (временем между 1-й и 2-й ступенями охлаждения) поверхности;
- переходный слой – бейнит зернистый и ферритная сетка;
- второй упрочненный слой – бейнит отпущенный и отдельные зерна феррита;
- осевую зону – бейнит зернистый, бейнит верхний и отдельные зерна феррита.

Результаты исследования микротвёрдости показали однородное распределение ее в поверхностном слое стержней. Величина твердости в поверхностном слое (на глубине 0,3 мм) соответствует требованиям ТУ 14-1-5381-99 к коррозионностойкой арматуре (не более 400 НV).

Результаты проведенных исследований позволили установить оптимальное структурное состояние, формирующееся в стержнях при упрочнении и обеспечивающее требуемый комплекс механических свойств арматурного проката.

По результатам исследований разработана технология термической обработки проката, преимущественно стержневой арматуры мелких профилей, с использованием тепла прокатного нагрева, включающая нагрев заготовки, ее горячую прокатку, рекристаллизацию стали, циклическое охлаждение поверхности с количеством циклов, равным двум, охлаждение поверхности в первом цикле в течение (0,017 – 0,019)Д с, во втором цикле (0,05 – 0,6)Д с, промежуточный отогрев поверхности между циклами составлял 0,5 – 0,6 с, окончательный отогрев поверхности при общем времени термической обработкой раската в течение 7,5 - 8,5 с, и окончательное охлаждение на воздухе/1/.

1. Патент РФ №2227811, кл. С21D 8/08, БИ № 12, 2004 г.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕАКТИВНЫХ МОМЕНТОВ КРИВОГО БРУСА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Дюшекеев К. Д., Чымырбаев А. Б.

Нарынский государственный университет, Нарын, Киргизия

dkuban@rambler.ru

Материалы с эффектом памяти формы в последнее время все более интенсивно внедряются в различные области техники и медицины [1]. Одним из элементов конструкций, создаваемых с применением деталей из материала с эффектом памяти формы (ЭПФ), является дугообразный (кривой) стержень. Обычно такой элемент работает на изгиб: при изотермическом нагружении в мартенситном состоянии накапливает фазовую остаточную деформацию, затем, при нагреве, ее возвращает. Если перед нагревом ограничить перемещение элемента, то он при обратном мартенситном превращении будет генерировать реактивные усилия.

В данной работе экспериментально исследовалась генерация реактивного изгибающего момента кривым бруском, изготовленным из никелида титана (53,8 вес.%–Ti), с прямоугольным поперечным сечением. Брус имел исходную форму в виде полуокружности. Брус, жестко закрепленный одним концом, подвергался чистому изгибу моментом, приложенным к другому концу. Чистый изгиб осуществлялся парой сил, имеющей возможность передвигаться вместе с перемещаемым концом деформируемого бруса [2].

Эксперименты проводились по следующей программе. В первой серии опытов:

1. Брус в мартенситном состоянии прогибается до появления в нем фазовых деформаций и полностью разгружается, при этом сечения бруса будут иметь некоторое остаточное перемещение;
2. Брус подвергается нагреву через интервал обратного мартенситного превращения, при попытке бруса возвращать накопленную деформацию, он догружается реактивным моментом так, чтобы остаточное перемещение оставалось постоянным.
3. По значениям догружаемого реактивного момента определяется его кинетика роста в интервале температур обратного мартенситного превращения. Во второй серии опытов остаточное перемещение бруса получали охлаждением образца из аустенитного состояния в мартенситное под некоторым начальным изгибающим моментом.

Результаты экспериментов показывают, что брус, имеющий в исходном состоянии форму дуги окружности, и в процессе деформирования, и в процессе генерации реактивного момента сохраняет эту форму. Это обстоятельство позволяет утверждать, что в сечениях бруса возникает чистый изгиб. Кинетика роста реактивного момента от температуры нелинейная, и как ожидалось, чем выше уровень остаточных перемещений, тем больше значение реактивного момента. Следует отметить, что значение реактивного момента, возникающего при некотором максимальном значении изгибающего момента перед разгрузкой, в среднем составляет его одну треть часть. Значение реактивного момента, возникающего при одинаковом уровне остаточных перемещений, в обоих способах получения фазовой деформации, приблизительно одинаковое.

1. Лихачев В.А., Кузьмин С.Л., Каменцева З.П. Эффекты памяти формы.-Л.: Изд-во ЛГУ, 1987 – 216 с.
2. Дюшекеев К.Д., Чымырбаев А.Б. Экспериментальное определение реактивных усилий кривого бруса, изготовленного из материала с памятью формы // Известия ВУЗов, Бишкек. - 2004.- № 6. - С. 24-28.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ЗАТВОРОВ ЗДАНИЯ ВОЛЖСКОЙ ГЭС

Жульев С. И., Бондарева О. П., Бод К. Ю.

Волгоградский государственный технический университет
tecmat@vstu.ru

Проведено исследование механических характеристик крупногабаритных сварных металлоконструкций неразрушающими методами контроля. Прослежено изменение механических свойств металла затворов здания Волжской ГЭС за сорокалетний срок эксплуатации и сделан прогноз на последующие годы. Результаты работы позволили произвести сортировку затворов по состоянию для последующей постепенной их замены.

В проведенных исследованиях требовалось определить механические свойства металла затворов здания Волжской ГЭС (рис. 1) методами неразрушающего контроля.

Поставленная цель определила необходимость решения следующих задач:

1) многократное определение твердости металла проб вырезанных из затворов для определения прочности и установление зависимости между полученными величинами;

2) замер твердости несущих элементов секций затворов переносным твердомером с целью определения предела прочности и предела текучести металла пересчетом полученных значений твердости;

Наличие связи между пределом прочности пределом текучести и значениями твердости НВ позволило применить косвенную оценку механических свойств металла.

Из полученных результатов следует, что ресурс металла за истекшие годы по показаниям твердости и предела прочности в среднем снизился на 16%, а по показаниям предела текучести – на 4%. Анализ данных показывает, что, если не учитывать язвенную коррозию, то значения, характеризующие уровень прочности, достигнут требований ГОСТа в 2010-2020 годах, а предела текучести – в 2010-2030 годах.



Рис. 1. Затворы здания Волжской ГЭС

ИДЕНТИФИКАЦИЯ α – ϵ ПЕРЕХОДА В ЖЕЛЕЗЕ ПО ИЗМЕНЕНИЮ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ

Баранников В. А., Николаева Е. А., Касаткина С. Н.

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

Определение переходов между полиморфными формами железа, в частности, знание, когда фазы стабильны при экстремальных давлениях и температурах, существенно и для моделирования свойств коры Земли, обогащённой железом, и для некоторых технологических процессов. Высокое давление может вызывать изменения в кристаллической структуре железа, что приводит к сильному изменению магнитных свойств. Известно [1], что ϵ -Fe фаза, в отличие от ферромагнитной α -фазы, является парамагнетиком. Данное свойство может быть использовано для идентификации α – ϵ перехода. Высокие давления, необходимые для осуществления этого перехода ($10 \div 13$ ГПа), вынуждают использовать специальную технику, обеспечивающую кратковременные нагрузки. Авторами разработана экспериментальная установка, представляющая собой модификацию техники прямого удара [2] для наблюдения динамики α – ϵ перехода.

С целью магнитной идентификации α – ϵ перехода мерный стержень установки оснащён катушкой, позволяющей возбуждать на торце стержня магнитное поле величиной приблизительно 0,05Тл. Нагружаемый образец размещается в немагнитном контейнере, между плунжером и наковальней, изготовленными из магнитной стали. На плунжере размещается обмотка датчика магнитного поля, реагирующая на изменение магнитного потока в процессе сжатия образца. Число витков измерительной обмотки выбрано таким, что позволяет наблюдать сигнал непосредственно с помощью встроенного в компьютер АЦП ЛА-н20-12. Датчик позволяет фиксировать изменение магнитного потока в системе мерный стержень-образец-плунжер с момента касания плунжера ударником. Сопоставление отклика магнитного датчика с историей деформирования позволяет идентифицировать α – ϵ переход.

Работа выполнена при поддержке МНТЦ (проекты №1181 и 2146), РФФИ (проекты № 04-01-97514p_офи, 04-01-96042p2004урал_а, 04-01-96009p2004урал_а) и Американского Фонда Гражданских Исследований и Развития (грант 04-05н-009и).

1. Saxena S.S. [Superconductivity at the border of itinerant electron ferromagnetism in UGe₂](#) // Nature. – 2000. – V.406. – P.587-592.
2. Klepaczko J.R. Advanced experimental techniques in materials testing // Workshop New experimental Methods in Material Dynamics and Impact NEM-2001. – Chapter 6. – P. 223 – 266.

ПРИМЕНЕНИЕ ДАТЧИКОВ МАССОВОЙ СКОРОСТИ И ПЕРЕМЕЩЕНИЙ НА РАЗРЕЗНОМ СТЕРЖНЕ ГОПКИНСОНА-КОЛЬСКОГО

Баранников В. А., Николаева Е. А., Касаткина С. Н.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

nikol@icmm.ru

Применение тензометрических датчиков деформации при динамических испытаниях материалов на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского [1] сопряжено с рядом трудностей, в том числе, связанных с непредсказуемым поведением клеевой подложки. Для того чтобы получить достоверный отклик измерительной системы, предлагается использовать датчики перемещений и массовой скорости оптического и электромагнитного типа.

Теория стандартного разрезного стержня Гопкинсона-Кольского использует одномерный волновой анализ. Тензорезисторы, приклеенные на входной и выходной стержни, регистрируют отражённый и прошедший импульсы деформации, по которым вычисляются скорость деформации и напряжение в образце [2]. При видимой простоте используемых соотношений существуют трудности при проведении самого эксперимента. Тензорезисторы работают в динамических условиях, и нет уверенности в достоверности откликов измерительной системы. В то же время процессы в стержнях характеризуются невысокими массовыми скоростями (порядка 10 м/с). Переход к измерению перемещений и скоростей перемещений и описание динамических процессов в стержнях в этих терминах позволяет привести дифференциальные уравнения метода Гопкинсона-Кольского к алгебраическим, что существенно облегчает обработку экспериментальных результатов и повышает точность измерений.

Оптический датчик перемещений может с успехом использоваться для непосредственного измерения деформационного поведения образца в технике прямого удара [3]. В свою очередь, реакция датчика электромагнитного типа пропорциональна массовой скорости, которая может быть получена непосредственно из эксперимента, и напряжение в образце напрямую оказывается связанным с откликом электромагнитного датчика.

Сквозная калибровка измерительной системы гарантирует достаточную точность полученных экспериментальных результатов.

Работа выполнена при поддержке МНТЦ (проекты № 2146 и №1181), РФФИ (проекты 04-01-97514p_офи, 04-01-96042p2004урал_а, 04-01-96009p2004урал_а).

1. Кольский Г. Исследование механических свойств материалов при больших скоростях нагружения // Механика, 1950. – Вып.4. – С.108-128.
2. Николас Т. Поведение материалов при высоких скоростях деформации // Динамика удара. – М.: Мир, 1985. – С.198-256.
3. Klepaczko J.R. Advanced experimental techniques in materials testing // Workshop New experimental Methods in Material Dynamics and Impact NEM-2001. – Chapter 6. – P. 223 – 266.

ВЛИЯНИЕ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО ПЕРЕХОДА НА МАКРОСКОПИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛАСТИЧНОСТИ: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ И ПРИКЛАДНЫЕ АСПЕКТЫ

Пустовалов В. В., Фоменко В. С.

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины,
Харьков, Украина
pustovalov@ilt.kharkov.ua*

В 1968 г. две группы экспериментаторов в Институте физики твердого тела Токийского университета и в Физико-техническом институте низких температур в Харькове независимо и практически одновременно разными способами открыли изменение макроскопических характеристик пластической деформации при сверхпроводящем переходе в условиях деформации с постоянной скоростью. Исследователи пришли к этому результату различными путями. В одном случае изменения деформирующего напряжения при сверхпроводящем переходе изучались как следствие изучения динамики дислокаций, в другом – при исследовании природы низкотемпературной аномалии предела текучести. Эти эксперименты впервые показали эффективность электронного торможения дислокаций при низкотемпературной макроскопической деформации металлов и сплавов. С этого момента началось интенсивное экспериментальное, а затем и теоретическое исследование эффекта. Через некоторое время аналогичные наблюдения были сделаны в других макроскопических экспериментах – в условиях ползучести и релаксации напряжений. За время, прошедшее с момента первых экспериментов по обнаружению влияния сверхпроводящего перехода на пластичность, проведены обширные исследования в различных лабораториях разных стран.

В докладе систематически изложены работы, посвященные обнаружению и исследованию нового явления - изменения макроскопических характеристик пластической деформации металлов и сплавов при сверхпроводящем переходе. В обзоре содержатся основные экспериментальные закономерности – зависимость параметров изменения пластичности при сверхпроводящем переходе от напряжения, деформации, температуры, скорости деформации и концентрации легирующего элемента. Приведены также различные эксперименты, направленные на доказательство сверхпроводящей природы явления и выяснение его механизма. Кратко излагаются теоретические работы, связанные с исследованием электронного торможения дислокаций в нормальном и сверхпроводящем состояниях и влиянием сверхпроводящего перехода на пластичность. Сравниваются теории с экспериментом.

В докладе рассматривается использование эффекта в качестве нового метода физических исследований низкотемпературной пластической деформации и приводятся конкретные примеры: изучение туннелирования дислокаций; изучение скачкообразной деформации; исследование релаксации напряжений; изучение взаимодействия дислокаций с флюксоидами; изучение взаимодействия дислокаций с доменами нормальной фазы в промежуточном состоянии; исследование пластической деформации композита.

Отдельно обсуждаются прикладные аспекты, связанные с упрочнением сверхпроводящими переходами, упрочнения в сверхпроводящем состоянии, усталостью в нормальном и сверхпроводящем состояниях, влиянием сверхпроводящего перехода на трибологические свойства сверхпроводников.

ХРУПКОЕ РАЗРУШЕНИЕ И ПОВЕРХНОСТНЫЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ ВОЗНИКАЮЩИЕ В ПЛАСТИНАХ КРЕМНИЯ И ДРУГИХ ТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИХ МНОГОПРОВОЛОЧНОЙ РЕЗКЕ И ШЛИФОВАНИИ СВОБОДНЫМ АБРАЗИВОМ

Бритвин А. А.¹⁾, Литвинов М. Ю.²⁾, Литвинов Ю. М.³⁾

¹⁾ *Московский Институт Электронной Техники, Москва, Зеленоград, Россия*
special_mail@newmail.ru

²⁾ *Институт Машиноведения РАН, Москва, Россия*

³⁾ *ОАО “ЭЛМА”, Москва, Зеленоград, Россия*
elma.zgrad@bk.ru.

Многопроволочная резка и двухстороннее шлифование свободным абразивом являются одним из важнейших этапов изготовления полированных пластин, используемых в технологиях создания микроэлектронных устройств. На основе модели о хрупком разрушении материала авторы вычислили абсолютные значения величин приповерхностных повреждений, возникающие в пластинах Si, Ge, GaP, сапфира, ниобата лития и плавленного кварца во время вышеупомянутых процедур обработки. Экспериментальная проверка полученных данных была проведена для двух материалов – Si и GaP. Рассчитанные выражения, представленные в данной работе для определения глубины приповерхностных повреждений, описывают поверхностную анизотропию глубины повреждений в GaP и Al₂O₃ с различной ориентацией обрабатываемой поверхности: (100) и (111) для GaP, а также для г-, а- и с-плоскостей сапфира. Было отмечено, что точность прогнозирования абсолютных величин глубины приповерхностных повреждений по предложенным расчетным выражениям зависит от точности определения механических свойств обрабатываемого материала и знания твердости материала, выступающего в роли контр-тела (шлифовальный или проволока). В [1] было предложено определять механические свойства материала, такие как (E, H, K_{IC}), в одном эксперименте, используя метод непрерывного вдавливания индентора. Приведен пример использования расчетных данных по глубине приповерхностных повреждений для корректировки размерного ряда обработки пластин GaP при переходе от операции многопроволочной резки к операции двухстороннего шлифования и далее к операции химико-механического полирования.

1. М.Ю. Литвинов. // Избранные труды 14 Московской Конференции Молодых Ученых, М., 2003, С. 71-82.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ ПРИ ИХ МНОГОПРОВОЛОЧНОЙ РЕЗКЕ И ШЛИФОВАНИИ СВОБОДНЫМ АБРАЗИВОМ

Аникин А. В.¹⁾, Литвинов Ю. М.²⁾, Назаров Ю. Ф.¹⁾

¹⁾ *Московский Государственный Открытый Университет, Москва, Россия*

²⁾ *ОАО “Элма”, Москва, Зеленоград, Россия*

aniskin_2000@mail.ru

Многопроволочная резка и шлифование свободным абразивом являются одним из важнейших этапов изготовления пластин из полупроводниковых материалов. В данной работе с целью проверки расчетных данных [1] проведены экспериментальные исследования процессов образования приповерхностных нарушенных слоев в монокристаллах кремния ориентации (100) при их многопроволочной резке и шлифовании свободным абразивом.

Структуру и глубину приповерхностных повреждений характеризовали по следующим параметрам:

- полуширине кривой дифракционного отражения, характеризующую общую дефектность в пределах толщины информативного слоя;
- по величине протяженности дальнедействующих полей деформаций в глубь материала от поверхности;
- глубине трещиноватого слоя.

Найдена устойчивая связь:

- 1) между полушириной кривой дифракционного отражения и дальнедействующими полями деформаций для многопроволочной резки и шлифования свободным абразивом различной зернистости;
- 2) между полушириной кривой дифракционного отражения и глубиной трещиноватого слоя.

Показано, что данные по глубине трещиноватого слоя при многопроволочной резке и шлифовании свободным абразивом хорошо коррелируют с расчетными значениями в зависимости от размера используемого зерна абразива [1].

1. A.A. Britvin, Yu. M. Litvinov, M. Yu. Litvinov. Forecast of near-surface damages in silicon and other hard materials during their multi-wire-sawing and lapping using loose abrasive. // The 9th Scientific and Business Conference (Silicon - 2004) – Roznov pod Radhostem, Czech Republic. 2004. P. 13-19.

РАЗВИТИЕ НОВОГО МЕТОДА ПО ОЦЕНКЕ ИЗМЕНЕНИЯ МЕЖАТОМНЫХ СИЛ СВЯЗИ

Шабанова И. Н.,^{1,2)} Трапезников В. А.^{1,2)}

¹⁾ *Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия*
xps@fti.udm.ru

²⁾ *Удмуртский государственный университет, Ижевск, Россия*

Одним из наиболее перспективных способов упрочнения поверхностного слоя с целью предотвращения появления трещин является увеличение межатомных сил связи в нем. При различных воздействиях на материалы (давлением, температурой, лазерным излучением, потоками электронов, ионов, легированием и др.) возможно изменение межатомных сил связи материалов. Перспективно направление самоупрочнения поверхности деталей машин и механизмов, работающих в циклическом режиме, за счет импульсного рабочего давления, изменяющего электронную структуру вещества в поверхностном слое и приводящего к увеличению межатомных сил связи, при превышении времени релаксации возбужденного вещества поверхности над временем цикла.

Для предсказания вида материала, упрочняющего поверхностный слой, необходимо оценить изменения межатомной силы связи после различных воздействий (например, в результате нагрузок на поверхности с частотами от 10 Гц до 10 кГц.)

Предлагается новый метод оценки изменения межатомных сил связи в сверхтонких поверхностных слоях конденсированных систем по изменению дебаевской температуры (θ), отражающей величину межатомной связи. Для определения изменения дебаевской температуры (θ_2) необходимо знать интенсивность амплитуд двух любых флуктуаций рентгеновских спектров поглощения до и после воздействия.

Идея самоупрочнения поверхности апробирована на лопатках 3 ступени компрессора высокого давления авиадвигателя ПС-90А. Ресурс опытных лопаток по сравнению с серийными был увеличен более чем на порядок при увеличении на 12% приложенной нагрузки.

ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД КВАЗИГИДРО- СТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ, МАГНИТНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Co

Корзникова Г. Ф., Корзников А. В.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
korznikova@anrb.ru

Сплавы системы Fe–Cr–Co относятся к группе магнитотвердых материалов дисперсионно-твердеющего класса. Магниты из сплавов с 15 и 23 % кобальта получают преимущественно методами литья, так как применение методов обработки давлением затруднено в связи с низкой деформационной способностью, обусловленной образованием в структуре в интервале температур 700-1050°C охрупчивающей интерметаллидной σ -фазы. Вместе с тем, известно, что формирование нанокристаллической структуры в металлах и сплавах путем интенсивной пластической деформации (ИПД) открывает широкие возможности в получении материалов с необычными физико-механическими свойствами,

которые могут быть использованы на практике. В частности, методами ИПД можно изменить размер и морфологию интерметаллидных фаз в промышленных сплавах и за счет этого существенно повысить их пластические характеристики.

Данная работа посвящена исследованию структуры и механических свойств образцов сплава Fe–30%Cr–23Co с различным исходным фазовым составом в различных структурных состояниях

Исследованы фазовый состав, микротвердость, механические свойства на разрыв и изгиб, а также проведен электронномикроскопический анализ тонкой структуры и изломов образцов сплава после различных режимов термообработки с крупным размером зерна и после ИПД методом кручения под высоким давлением.

Установлено, что в крупнозернистом состоянии пластичностью обладают образцы с однофазной структурой α твердого раствора и образцы с двухфазной $a + g$ структурой. Образцы сплава с $s + g$ и модулированной $a_1 + a_2$ структурами являются хрупкими и обладают невысокими прочностными характеристиками. Показано, что ИПД приводит к формированию НК структуры в сплаве 30X23K с размером зерен порядка 50 нм. При этом происходит повышение прочности и снижение пластичности в образцах с a и $a + g$ структурой и повышение прочности и пластичности в $s + g$ и $a_1 + a_2$ состояниях. Обнаруженное повышение пластичности, по-видимому, связано с растворением при ИПД интерметаллидной s -фазы и модулированной $a_1 + a_2$ структуры.

ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ПОЛОГО ЦИЛИНДРА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПРОДОЛЬНОЙ СИЛЫ И ДАВЛЕНИЯ В АГРЕССИВНЫХ СРЕДАХ

Пронина Ю. Г.

Санкт-Петербургский государственный университет

Рассматривается равномерное коррозионное растворение стенок длинного полого цилиндра под влиянием агрессивных сред. Сечение цилиндра есть концентрическое кольцо с начальным внутренним радиусом r_0 и начальным внешним радиусом R_0 . Согласно [1], [3], при равномерной коррозии в случае сложного напряженного состояния наилучшее совпадение с экспериментальными данными обеспечивается следующим выражением для скорости v коррозии:

$$v = (a + m s_1) \exp(-bt) \quad \text{при } s_1 > s_n. \quad (1)$$

Здесь a , m , b – экспериментально определяемые константы, зависящие от свойств материала и среды, s_n – пороговое напряжение, s_1 – наибольшее нормальное напряжение.

В длинном полом цилиндре под действием внутреннего p_r и внешнего p_R давлений возникают напряжения, определяемые известными формулами Ламе. При этом наибольшее нормальное напряжение – это окружное напряжение s_q . При $p_r > p_R$ (что более интересно с практической точки зрения) максимального значения напряжение s_q достигает на внутренней поверхности трубы. Поэтому для оценки прочности важно проследить динамику напряжений $s_q(r)$. Дифференцируя формулу Ламе для напряжения $s_q(r)$ по времени, с учетом того, что изменение размеров трубы описывается выражениями типа (1), после ряда преобразований [6] получаем дифференциальную зависимость для скорости изменения напряжений во времени. Например, при действии давления p коррозионной среды только с внутренней стороны имеем [4]:

$$\frac{ds_q(r)}{dt} = \frac{\sqrt{s_q^2(r) - p^2}}{pR_0 \exp(bt)} (s_q(r) + p)(a + ms_q(r)).$$

Разделяя переменные и интегрируя это уравнение по t от 0 до t^* и по $s_q(r)$ от его начального значения $s_q^0(r)$ до предельного значения s_g , определяем долговечность t^* трубы.

Известно, что с течением времени под влиянием агрессивных сред механические характеристики материалов меняются [2], следовательно, $s_g(t)$ есть функция времени. В некоторых случаях можно получить явные выражения для долговечности цилиндра [3]. В более сложных случаях время до разрушения определяется графически: точкой пересечения кривых изменения напряжений и изменения предела прочности материала во времени.

При невысоких (относительно предельного напряжения s_g) начальных напряжениях $s_q^0(r)$, небольших значениях параметра m (например, в нейтральных или слабо щелочных средах [1]) и достаточно высоких показателях b затухания коррозии (при образовании защитной пленки окислов) долговечность трубы в большей степени определяется скоростью снижения величины s_g .

Под действием только продольной силы F в цилиндре возникают напряжения s_z , равные отношению этой силы к площади его поперечного сечения. При равномерном коррозионном износе стенок цилиндра напряжения возрастают. Например, при коррозионном воздействии, описываемом выражением (1), только с внутренней поверхности, имеем следующую зависимость для изменения напряжений

$$\frac{ds_z}{dt} = 2ps_z \frac{\sqrt{R_0^2 s_z^2 - F s_z / p}}{F \exp(bt)} (a + ms_z).$$

Долговечность цилиндра под действием продольной силы с учетом влияния агрессивности внешней среды определяется интегралом последнего выражения.

При одновременном воздействии продольной силы и давления коррозионных сред рассматривают динамику суммарных напряжений, вызванных данными нагрузками.

Отметим, что опасность повышения общего уровня напряжений в теле заключается не только в увеличении общей коррозии, но и в превращении ее из равномерной в локальную [1]. В случае возникновения питтингов или коррозионных язв глубиной малой, по сравнению с толщиной трубы, оценку напряжений в первом приближении можно производить, рассматривая полуплоскость с краевыми выемками [5] под идентичными нагрузками. При этом в случае большого числа выемок их форма мало влияет на коэффициент концентрации напряжений.

1. Антикайн П.А. Металлы и расчет на прочность котлов и трубопроводов. М.: Энергия, 1980. 424с.
2. Берукштис Г.К., Кларк Г.Б. Коррозионная устойчивость металлов и металлических покрытий в атмосферных условиях. М.: Наука, 1971. - 160 с.
3. Павлов П.А., Кадырбеков Б.А., Колесников В.А. Прочность сталей в коррозионных средах. Алма-Ата.: Наука, 1987. - 272 с.
4. Пронина Ю.Г. Задача о толстостенной трубе, находящейся под давлением коррозионных сред. //Сб."Нелин. проблемы механики и физики деф. тв. тела". Вып. 8. СПб.: СПбГУ, 2004. С. 222--231.
5. Пронина Ю.Г. Концентрация напряжений в упругой полуплоскости с краевыми выемками. Изв.РАН, МТТ. 1998. № 1. С.103--109.
6. Прочность газопромысловых труб в условиях коррозионного износа. /Гутман Э.М., Зайнулин Р.С., Шаталов А.Т., Зарипов Р.А. М.: Недра, 1984. 76 с.

КИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ ПЛАСТИЧНОСТИ, СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКЕ В ИОННО-ИМПЛАНТИРОВАННЫХ ВЫСОКОЧИСТЫХ ТОНКИХ ПЛЕНКАХ МЕТАЛЛОВ

Мартынов И. С., Красильников В. В., Перепелкин И. Н., Ружицкий В. В.*,
Савотченко С. Е., Сирота В. В., Эль Генди Яссер

БелГУ, Белгород, Россия, * ННЦ ХФТИ, Харьков, Украина
kras@bsu.edu.ru

Облучение тонких пленок переходных металлов ионными пучками с энергиями $10...10^2$ кэВ приводит к изменению их кристаллографической структуры [1-4]. Это явление, получившее название ионно-индуцированных фазовых переходов, лежит в основе интенсивно развиваемых в настоящее время ионно-имплантационных технологий для модификации поверхностных свойств металлов. Следует выделить две основные концепции относительно природы этого явления. Одну из них условно можно назвать радиационной [2], вторую – химической [1, 2].

Исследование тонких высокочистых пленок Cr, Fe и Ni [3, 4] показали, что бомбардировка ионами инертных газов не вызывает изменений кристаллической структуры металла без влияния химических факторов. Наряду с этим, значительный интерес представляет изучение кинетики образования и распада метастабильных (неравновесных) металлов.

В настоящей работе проводилось изучение влияния внедрения ионов гелия на параметры элементарной ячейки, электросопротивление, десорбцию гелия в процессе возврата и начальную стадию рекристаллизации в пленках серебра. Исследовали моно- и поликристаллические пленки серебра (толщиной $\sim 100 - 120$ нм) методами структурной электронографии и просвечивающей электронной микроскопии. Показано, что при конденсации тонких пленок серебра (чистотой $\sim 99,999$ ат%) на оптическом полированном кварцевом стекле (класс поверхности 14), на сколах кристалла NaCl и слюде в сверхвысоком криогенном вакууме образуется гексагональная неравновесная фаза в пленке серебра с периодами $a = 0,288(1)$ и $c = 0,471(1)$ нм и другие политипные структуры. Гексагональная фаза в пленке является устойчивой при нагреве до $T = 673$ К и, соответственно, при облучении ионами гелия с энергией 10-20 кэВ до дозы $1 \cdot 10^{17}$ ион/см², а при дальнейшем облучении ионами He⁺ – 10 кэВ при $T = 293(5)$ К претерпевает изменение с переходом в ромбическую фазу с увеличением объема элементарной ячейки.

Структурному превращению предшествует в процессе облучения гелием индуцированная деформация и диспергирование блок-кристаллитов в матрице пленки до среднего размера 50–100 нм и, соответственно, уменьшение плотности сопряженных двумерных дефектов типа микродвойников, дислокаций и других линейных дефектов, с образованием сверхсжатых субмикроскопических пузырьков.

1. Y.Y. Trilat, L. Terttain and N. Terao, Camp. Reud., 243 (1955) 666.
2. V.F. Zelenskiy, I.M. Neklyudov, I.S. Martynov, A.N. Morozov, S.V. Pistryak and V.F. Rybalko, Rad. Effects & Defekts in Solids, 115 (1990) 31.
3. V.F. Rybalko, A.N. Morozov, I.S. Martynov, S.A. Karpov, Rad. Effects & Defekts in Solids, 145 (1998) 107.
4. S. Blazhevich, N. Kamyshanchenko, I. Martynov, I. Neklyudov, Nuclear Instrunts and Metods in Physics Resarch B 193 (2002) 312.

ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЗАКАЛЕННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ

Макаров А. В.¹⁾, Коршунов Л. Г.²⁾, Солодова И. Л.²⁾, Малыгина И. Ю.¹⁾

¹⁾ *Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*
makarov@imach.uran.ru

²⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*
phym@imp.uran.ru

Фрикционное воздействие можно рассматривать в качестве уникального способа формирования нанокристаллических структур с повышенными физико-механическими свойствами в поверхностном слое таких высокопрочных и хрупких материалов, как термоупрочненные углеродистые, цементированные, быстрорежущие стали [1-3]. Упрочняющая фрикционная обработка в условиях трения скольжения или абразивного воздействия обеспечивает закаленным сталям повышение износостойкости при трении в парах металл-металл и металл-абразив (в том числе, и после отпуска при 200-300 °С), а также фрикционной теплостойкости при трении с большими (более 2 м/с) скоростями скольжения.

Установлено влияние концентрации углерода на прочность и сопротивление термическому разупрочнению при вакуумном нагреве до 600°С нанокристаллических поверхностных слоев, сформированных пластическим деформированием твердосплавным индентором в закаленных углеродистых сталях с различной концентрацией углерода (0,38-1,35 мас.%). Фрикционная обработка приводит к значительному повышению твердости поверхности закаленных сталей (от 6,0 до 9,8 ГПа у стали 35, от 7,8 до 10,9 ГПа у стали 50 и от 9,5-9,6 до 11,8-12,0 ГПа у сталей У8 и У13) вследствие эффективного развития в тетрагональном мартенсите деформационного динамического старения, связанного со взаимодействием возникающих при трении многочисленных дислокаций с атомами углерода. Микротвердость отпущенной при 200°С стали У8 в результате поверхностного деформирования возрастает от 8,0 до 11,3 ГПа, что свидетельствует о диссоциации ϵ -карбидной фазы и переходе углерода в примесные атмосферы дислокаций. Фрикционная упрочняющая обработка обеспечивает также существенное повышение теплостойкости рассматриваемых углеродистых сталей (до уровня теплостойкости полутеплостойких высоколегированных сталей). По сравнению с твердостью закаленного недеформированного состояния нанокристаллический слой сохраняет более высокую твердость до температуры отпуска 450°С у стали 35, 350°С у стали У8 и 250°С у стали У13. Таким образом, максимальный эффект повышения теплостойкости при фрикционной обработке наблюдается у стали 35, а минимальный эффект – у стали У13. Сопоставление результатов рентгенографических и микродюрметрических измерений показало, что повышенная теплостойкость нанокристаллических структур при температурах среднего и высокого отпусков обусловлена не столько сохранением сверхвысокой дефектности структуры α -фазы при нагреве, сколько задержкой формирования и роста карбидных частиц при отпуске деформированных трением сталей.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта НШ-778.2003.3.

1. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой // Известия высших учебных заведений. Физика, 2004. № 8. С. 65-80.
2. Патент 2194773 (Россия). Способ обработки стальных изделий / Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Осинцева А.Л. - Опубликовано в БИМП. – 2002. - № 35.
3. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Повышение твердости и износостойкости закаленных лазером стальных поверхностей с помощью фрикционной обработки // Трение и износ, 2003. Т. 24. № 3. С. 301-306.

РЕЛАКСАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ, ИНДУЦИРОВАННЫЕ ДЕФЕКТАМИ, ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ И УДАРНО-ВОЛНОВЫХ НАГРУЗКАХ

Баяндин Ю. В.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

buv@icmm.ru

В последнее время все более интересным становится вопрос об адекватном описании поведения материалов в широком диапазоне условий нагружения. Математическое моделирование процессов пластического деформирования материалов, в основном, заключается в построении определяющих соотношений континуума и их идентификации. Для реализации последнего часто необходимы достаточно сложные экспериментальные программы. Весьма значительным является теоретическое исследование поведения материалов при интенсивных воздействиях на материал, таких как ударно-волновое нагружение, деформирование на стержне Гопкинсона.

Построение определяющих соотношений пластичности, позволяющих описывать физические механизмы и структуру материала, является актуальной задачей в механике сплошной среды. В настоящей работе предлагается математическая модель пластической среды с дефектами. За основу выбирается предложенная профессором Наймарком статистическая модель дефектов, которая позволила определить вид свободной энергии в терминах введенного параметра порядка для ансамбля дефектов. Полученная свободная энергия имеет метастабильность и описывает структурный ориентационно-масштабный переход. В настоящей работе предложен определенный вид аппроксимации свободной энергии. На ее основе записываются эволюционные уравнения для тензорного параметра порядка. Целью работы является физический анализ полученных уравнений и численное описание процессов деформирования, а также выявление автомодельных закономерностей релаксационных свойств металлов, характерных для упруго-пластического деформирования.

В работе получены нелинейные определяющие соотношения, описывающие пластическое деформирование в широком диапазоне скоростей деформаций от 10^{-4}с^{-1} до 10^5с^{-1} . Результаты численного моделирования одноосного растяжения образцов, распространения плоской ударной волны, деформирования в условиях нагружения на стержне Гопкинсона согласуются количественно и качественно с экспериментальными данными. Численно получена автомодельная зависимость в виде степенного закона четвертой степени скорости деформирования от амплитуды ударной волны, установленная экспериментально ранее (данные Sweagle и Grady).

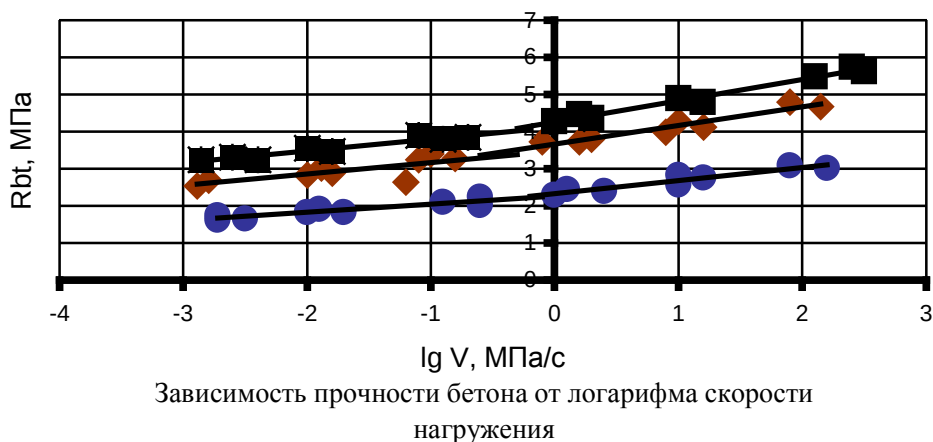
КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ БЕТОНОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ

Орешкин Д. В.*, Перфилов В. А., Попов П. В.

*Московский государственный строительный университет, Москва, Россия
ВГАСУ, Волгоград, Россия, postmaster@vgasa.ru

В работе представлены результаты исследования разрушения бетонов с разным видом заполнителя при различных скоростях нагружения. Расчет временных характеристик прочности производился по методике [1]. Образцы размером 100x100x400 мм испытывались по схеме трехточечного изгиба на специально разработанной установке, которая позволяла проводить нагружение в диапазоне скоростей от 10^{-7} м/с до 1 м/с, что соответствовало скоростям напряжения от 10^{-3} МПа/с до 10^3 МПа/с.

Анализ зависимости распределения прочности бетона от скорости нагружения показал наличие излома при $\lg V \approx -0,3$ МПа/с для всех видов заполнителя. Согласно [2], это можно объяснить изменением фаз. Угол наклона прямых для бетонов с известняком и гранитом совпадает, что свидетельствует об одинаковом механизме их разрушения.



Временные характеристики прочности бетонов с различным заполнителем отражены в таблице.

Вид заполнителя	$\gamma \cdot 10^{-26}$, м ³		$U_0 \cdot 10^{-19}$, (эВ)	
	до излома	после излома	до излома	после излома
Керамзит	4,19	2,65	1,3	1,11
Известняк	2,94	1,81	1,37	1,15
Гранит	2,82	1,66	1,45	1,18

Рассчитанная энергия активации (1,1 – 1,4 эВ) совпадает с энергиями активации процесса разрушения для тел, содержащих связи Si-H₂O. Увеличение прочности бетонов при переходе от гранитного заполнителя к керамзитовому после излома при одинаковой энергии активации связано с ростом эффективного активационного объема.

1. Казачук А.И., Солнцева И.Ю., Степанов В.А., Шпейсман В.В. Роль скорости нагружения в разрушении хрупких тел //ФТТ, т.25, вып.7, 1983, с.1945-1952.
2. Акимов Г.Я., Тимченко В.М. Влияние скорости нагружения на механические свойства поликристаллов твердого раствора ZrO₂ - 3 mol.%Y₂O₃ //ФТТ, 1997, т.39, №5, с. 880 – 884.

МИКРОМЕХАНИКА НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ И РАЗРУШЕНИЯ РАСТУЩИХ КРИСТАЛЛОВ КАРБИДА КРЕМНИЯ

Гуткин М. Ю.¹⁾, Шейнерман А. Г.¹⁾, Аргунова Т. С.²⁾, Мохов Е. Н.²⁾

¹⁾ *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

²⁾ *Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*
shein@def.ipme.ru

Рост кристаллов карбида кремния сопровождается образованием в нем цилиндрических пор, называемых микротрубками (МТ). Как правило, такие МТ представляют собой полые ядра винтовых супердислокаций с гигантскими векторами Бюргерса. В настоящее время МТ считаются основным препятствием для создания элементной базы на основе карбида кремния для современных силовой электроники и оптоэлектроники. Экспериментальные наблюдения показывают, что МТ в массивных кристаллах карбида кремния чаще всего группируются на границах включений различных политипов, где они могут объединяться в макропоры, приводя к разрушению кристалла уже на стадии его выращивания.

Для исследования условий группирования МТ на границах включений политипов нами предложен теоретический анализ упругого взаимодействия дислокационных МТ с такими границами. В качестве модели включения другого политипа рассматривался прямоугольный параллелепипед, обладающий собственной сдвиговой деформацией.

Для расчета сил взаимодействия МТ с границами такого включения была выбрана модель, в рамках которой могли перемещаться лишь приповерхностные (расположенные на фронте роста кристалла) сегменты МТ. При этом МТ с перегибами, возникающими вследствие движения их приповерхностных сегментов, представлялись в виде суперпозиции прямолинейных МТ и дислокационных полупетель. Оси МТ и плоскости петель были перпендикулярны плоской фронтальной поверхности растущего кристалла, которая считалась свободной от напряжений. Была рассчитана сила взаимодействия МТ с включением и определены равновесные положения МТ. Показано, что МТ притягиваются к параллельным им ребрам включения.

Полученное решение для силы взаимодействия было использовано для компьютерного моделирования группирования и взаимодействия МТ вблизи границ включений. Был разработан простой компьютерный код, описывающий с помощью уравнений Ньютона двумерную динамику МТ в процессе роста кристалла. Рассматривалось движение приповерхностных сегментов МТ под действием упругих сил, вызванных их взаимодействиями с включением и между собой. Учитывалось также некоторое эффективное трение, обусловленное дополнительной поверхностной энергией ступенек, образующихся на цилиндрических поверхностях МТ при перемещении их сегментов параллельно фронту роста кристалла.

Моделирование показало, что включение притягивает МТ. При этом МТ могут сливаться, образуя макропоры. Образование макропор наиболее вероятно на границах больших включений. По мере дальнейшего роста кристалла развитие макропор может приводить к расслоению (разрушению) кристалла. Результаты моделирования объясняют экспериментальные данные по наблюдению макропор и МТ на границах включений в карбиде кремния.

ПСЕВДОУПРУГОСТЬ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ (Ti – 50,62 АТ.%) ПРИ ЧАСТИЧНЫХ РАЗГРУЗКАХ

Хусаинов М. А., Андреев В. А.*, Малых Н. В., Бондарев А. Б.*

Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого, В. Новгород

hma@novsu.ac.ru

** Промышленный центр «МАТЭКС», Москва*

andreev@mateks.ru

Экспериментально показано, что при достижении фазового предела текучести материал деформируется неупруго, через механизм мартенситных реакций. При снятии нагрузки происходит полный или неполный возврат деформации, наведённой превращением. Упругий возврат (восстановление) неупругой деформации на этапе разгрузки связывается с проявлением эффекта псевдоупругости. Экспериментальные исследования, выполненные в Новгородском университете показали, что на базе деформации платообразного участка ($\leq 8\%$) имеет место флажковая диаграмма, демонстрирующая полный псевдоупругий возврат деформации на втором цикле. Как правило, на первом цикле нагрузка-разгрузка наблюдается остаточная деформация. На всех последующих циклах, в интервале деформаций платообразного участка, реализуется полный псевдоупругий возврат.

Характер деформационного поведения сплава при частичных разгрузках несколько иной. Во-первых, отмечается отсутствие упрочнения на этапе фазовой текучести и, во-вторых, меньшая величина остаточной деформации на первом цикле после разгрузки. Лихачёв В.А. в работе [1] приводит диаграмму псевдоупругости с частичными разгрузками по результатам расчёта, при одностороннем деформировании. Сопоставление эксперимента с теорией позволяет увидеть сходство и различие в деформационном поведении материала при частичных разгрузках. Следует отметить то, что кривая полной разгрузки после частичных не охватывает малые петли гистерезиса в отличие от приведённых диаграмм в указанной выше работе. Аналогичное деформационное поведение сплава наблюдается и в тех случаях, когда реализуются условия защемления образца с последующей релаксацией напряжений в течение 1 мин с последующей частичной разгрузкой.

Анализ полученных результатов показал, что предел фазовой текучести не меняется, упрочнение на платообразном участке незначительное. Однако существенно увеличивается длина платообразного участка. Если по диаграмме растяжения данного сплава протяжённость платообразного участка соответствует $\varepsilon = 7-8\%$, то многократные циклы с защемлением образца и частичной разгрузкой увеличивают платообразный участок на диаграммах нагружения с 8% до 14% . Этот результат представляется важным с практической точки зрения. Одновременно возрастает и механоциклическая долговечность на $15-20\%$ по сравнению с исходным состоянием. По-видимому, это связано с тем, что релаксация напряжений, происходящая за счёт микропластической деформации, совершается в отдельных зёрнах, и накапливается во времени. В этих условиях уровень напряжений на частицах вторых фаз, таких как $TiNi_3$, надо полагать, существенно снижается. Поэтому можно предположить, что роль концентраторов напряжений, какими являются вторые фазы, становится мало заметной. В результате отсутствует упрочнение сплава. Что и наблюдается в опыте.

1. Лихачёв В.А., Малинин В.Г. / Структурно-аналитическая теория прочности. Л., Наука, 1993. С. 471.

ЭВОЛЮЦИЯ МЕЗОСТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-5Mo-5Al-5V ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ

Рyumшина Т. А., Константинова Т. Е., Лоладзе Л. В., Волкова Г. К.

Донецкий физико-технический институт НАН Украины, Донецк
ryumshina@donapex.net

Одним из методов воздействия на материалы, способствующих накоплению интенсивных пластических деформаций и способных привести к существенной фрагментации структуры, вплоть до субмикро- и наноразмеров, является использование высокого гидростатического давления (ВД) в сочетании с термической обработкой. Хотя титановые сплавы интенсивно изучаются, возможности улучшения структуры и свойств еще до конца не изучены и представляют интерес.

В настоящей работе исследованы особенности эволюции структуры в промышленном сплаве Ti-5Al-45Mo-5V-1Cr-1Fe (BT22) с различным фазовым составом при деформировании его высоким давлением (гидроэкструзия) до степеней деформации $\varepsilon = 50\%$ а также с помощью винтовой экструзии. Контроль состояния структуры осуществлялся с помощью методов оптической металлографии (ОМ), электронной микроскопии (ТЭМ), и рентгеноструктурного анализа (РСА). Механические свойства (E , $\sigma_{0.2}$, σ_b , ψ , δ) определялись путем растяжения стандартных образцов.

С целью получения в данном сплаве набора разных фазовых состояний проведено исследование влияния масштабного фактора, температуры и времени второй ступени отжига, а также условий закалки. Установлено, что размер образца, скорость охлаждения образцов при закалке, наряду с температурой и временем отжига, оказывают существенное влияние на фазовый состав сплава.

Однофазное состояние (100% β -фаза) реализуется в сплаве после отжига при температуре 900 °С 1 час и охлаждения в воду. Воздействие ВД в области деформаций $\varepsilon = 5 - 15\%$, приводит к появлению пакетов орторомбического α'' -мартенсита (РСА), имеющих сложную внутреннюю «пакетную» структуру с вложениями еще более мелких разориентированных пакетов, по-видимому, двойников, наименьшие из которых достигают размеров порядка 20 нм. При ВД деформации выше 30% мартенсит рентгенографически уже не обнаруживается, но границы бывших мартенситных пластин и пакетов сохраняются, что приводит к фрагментации β -зерен и росту предела прочности на 50%.

В двухфазном (45% β + 55% α) сплаве (отжиг 850 °С 1 час, охлаждение с печью до 750 °С 3 час, закалка в воду) воздействие давления приводит к развитию трансляционного скольжения, накоплению дислокаций в пределах зерна, последующему росту непрерывной разориентации в пределах зерна (ТЭМ). Таким образом, в двухфазном $\alpha + \beta$ сплаве воздействие ВД реализует действие изгибного механизма, в то время как в однофазном β -сплаве деформация осуществляется с помощью ротационного механизма.

Знание механизмов деформации позволяют прогнозировать улучшение прочностных свойств сплава. Так, старение сплава после ВД при 515 °С, приводит к выделению высокодисперсных частиц α -фазы (30–50 нм), которые повышают прочность ($\sigma_b = 1590$ МПа, $\sigma_{0.2} = 1422$ МПа) при сохранении пластичности.

Таким образом, гидроэкструзия формирует достаточно равномерную структуру в материале и позволяет накопить в материале большие степени деформации. В отличие от гидроэкструзии, винтовая экструзия, если и способствует большему накоплению деформации, но ее распределение в образце крайне неоднородно.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРОЧНОГО ШВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Смирнов В. Н., Васильев Д. В., Ляшенко Л. В. Паршуков Л. И.,
Гильмутдинов Ф. З.

НИТИ «Прогресс», ФТИ УрО РАН, Ижевск, Россия
parshukov@mail.ru

Мартенситно-стареющие стали широко применяются в атомной промышленности. Практика изготовления конструкций, используемых в промышленности, не может обойтись без сварки. С целью повышения прочности сварного шва предусмотрена последующая термическая обработка. Однако в ряде случаев нагрев всего изделия запрещается технологическим регламентом. Поэтому актуальным является поиск новых способов старения мартенситно-стареющих сталей, позволяющих упрочнять локальные области металлических изделий. В данной работе представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований химического состава, структурного и напряженного состояний сварного шва мартенситно-стареющей стали.

Эксперименты проводили на технологических образцах мартенситно-стареющей стали типа 2Х11Н10 толщиной 3,2 мм, прошедших штатную обработку, включающую старение, и имеющих прочность на разрыв 160 кГ/мм^2 . Сварку и локальную циклическую термообработку выполняли на лабораторной установке ЭЛУРС-М с электронно-лучевым агрегатом ЭЛА-50/5М. Оценка режимов термоциклирования производили при помощи разработанной программы расчёта температурных полей, возникающих при обработке сварного соединения.

Из мартенситно-стареющей стали был сварен шов длиной 450 мм на трубе. Сварку производили электронным лучом со скоростью $6 \pm 2 \text{ м/с}$. Труба имела размеры: диаметр 150 мм, длина 100 мм, толщина 3,15 мм. Различие твердости в вершине шва и корне также объясняется наличием градиента микротвердости по высоте сварного шва.

Термоциклическая обработка шва электронным лучом проводилась локально в интервале температур до $480 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$. Вся остальная часть сварного шва и материал изделия имели значительно более низкую температуру. При циклическом воздействии в шве возникают пластические деформации, которые порождают большое количество неравновесных точечных дефектов. Присутствие неравновесных дефектов существенно ускоряет процесс выделения интерметаллидов в сварочном шве, то есть его старение.

Исследования показали, что после 7 циклов нагревов до температуры $480 \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$ и последующих охлаждений, благодаря движению расфокусированного электронного пучка, получено упрочнение, равное прочности изотермически состаренной стали 2Х11Н10, составляющее более 90% от прочности исходного основного металла и равное 158 кГс/мм .

Установлено, что предложенный режим старения путем локального термоциклирования сварного шва повышает временной предел прочности до 90 % и выше от предела прочности изотермически состаренной при температуре 490-500 $^\circ\text{C}$ в течение 3 – 4 часов мартенситно-стареющей стали.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВИБРОПОЛЗУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПРИКЛАДНОЙ ТЕОРИИ ИНФОРМАЦИИ

Столярчук А. С.

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия
sopromat@vstu.ru

Опираясь на фундаментальные понятия *теории информации* [1] и используя её математический аппарат, можно непосредственно решать прикладные инженерные и научные задачи оценки деформационного поведения материала, находящегося в условиях силового воздействия. Например, разрабатывать модели ползучести современных металлов и сплавов, обладающих сложной структурой (в частности, зёрненной). При информационном подходе параметры, входящие в определяющие уравнения модели, получают не только физический (механический), а дополнительно и информационный смысл. Предлагаемый «угол зрения», не противореча традиционному механическому подходу, может значительно расширить наши представления о процессах деформирования структурированных материалов.

В настоящей работе, в частности, при циклической ползучести (виброползучести), нагруженный материал представляется как информационная система. Эта система может рассматриваться как глобальная информационная система не взаимодействующих [2] или взаимодействующих между собой локальных источников информации. Под таким локальным источником информации будем понимать «элемент структуры зерна», что позволит интегрально учесть стохастические процессы, протекающие как в зёрнах, так и на их границах, играющих, как известно, важную роль в механизме ползучести металлов. При рассмотрении деформационного поведения структурированного материала за физическую величину – носитель информации о взаимодействии некоторого локального источника с другими (удаленными источниками) естественно принять не сами деформации, а *темпы изменения* локальных деформаций по объему на соответствующих элементах структуры.

Проведенные испытания показали, что для выбранной базы измерения деформаций (менее размера зерна) экспериментально обнаруживаются взаимодействия указанных элементов структуры: коэффициент корреляции темпов локальных продольных деформаций, измеренных на удаленных друг от друга на разное расстояние участках, падает не сразу, а изменяется от единицы до нуля в пределах одного или нескольких зёрен (в зависимости от стадии виброползучести).

Установленный факт позволяет апостериорно ввести в ранее предложенную модель циклической ползучести [2], базирующейся на понятии информационной энтропии, поправку для учета возникающих взаимодействий. Введение поправки существенно уточняет расчетную модель. Так, для стали марки 45 рассеяние экспериментальных значений макродеформации вокруг расчетной кривой ползучести уменьшается в два, а для испытанного титанового сплава – в три раза.

1. Shannon C. A Mathematical Theory of Communication // Bell System Tech. J. – 1948. – № 27. – P. 379-423, 623-656.
2. Bagmutov V. P., Stolyarchuk A. S. Description of Cyclic Creep on Basis of Entropic Approach // Mechanika. Kaunas. Technologija. – 2000. – Nr. 1(21). – P. 25-28.

ОСНОВЫ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ В НЕТРАДИЦИОННОМ ИЗЛОЖЕНИИ

Кремнев Л. С.

МГТУ «Станкин», Москва, Россия

Metal_Science@stankin.ru

Энергия W и W_y образования сквозной трещины в материале сплошного строения под воздействием внешней (P) и внутренней (P_y) сил равны (рис.1, 2).

$$W = P \cdot \Delta,$$

где $P = s \cdot 2l \cdot d$; Δ – минимальное необратимое расхождение трещины у вершины.

$$W_y = 1/2 \cdot P_y \cdot 2a = 1/2(s_y - s) \cdot d \cdot \Delta \cdot 2a,$$

где $(s_y - s)$ – разрушающее напряжение ($s_y > s$; при $s_y = s$ оно равно нулю и пластина остается не разрушенной). Коэффициент $1/2$ учитывает то обстоятельство, что P_y увеличивается от нуля до конечного значения; $2a$ – перемещение P_y при росте трещины до заданных размеров ($2a = \sum_1^n \Delta$ – раскрытие трещины).

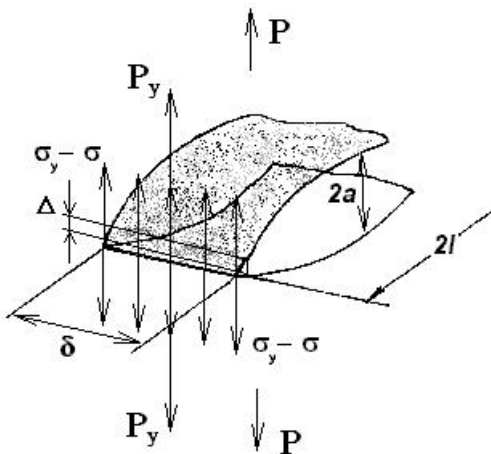


Рис. 1.

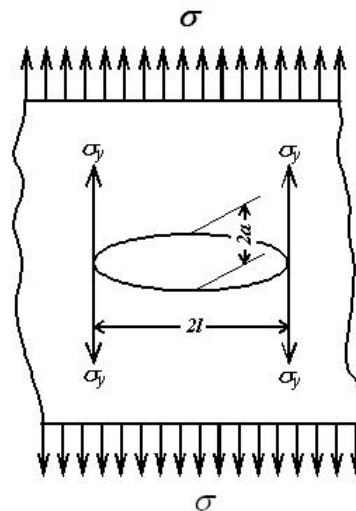


Рис. 2.

Из равенства $W = W_y$ следует, что $s_y = s(1 + 2l/a)$ (1). Для эллиптической трещины $s_y = s(1 + 2\sqrt{l/r})$ (2). Здесь $r = a^2/l$ – радиус при вершине трещины. При $2l/a \gg 1$ $s_y = 2s \cdot l/a$ (3) и $s_y = 2s \cdot \sqrt{l/r}$ (4) – уравнение Колосова – Инглиса для эллиптической трещины. Из (4) $s_y \sqrt{r} = K_{1c} = 2s \sqrt{l} = 1.12s \sqrt{pl}$ (5).

Принято считать, что (5) – основное уравнение линейной механики разрушения (ЛМР). Однако, как оказалось, его можно получить без соблюдения условия теории упругости о линейной зависимости деформации от напряжения. K_{1c} – трещиностойкость – важная характеристика конструкционных материалов, размерность которой $[Pa \cdot m^{1/2}]$ трудно представить. Можно видеть, что (5) действительно для r , отличного от нуля, в том числе, для $r = b$ – межатомному расстоянию материала дискретного строения в плоскости распространения трещины и в направлении s_y . При разрушении кристаллического упругого тела $s_y = s_{теор.} = m \cdot E = e \cdot E$ (при $m \ll 1$ и в гармоническом приближении), т. е.

$m = e$. Поэтому $s_y \sqrt{r} = K_{1c} = s_{теор.} \sqrt{b}$ (6). После возведения в квадрат:

$$(K_{1c})^2 = (s_{теор.} \sqrt{b})^2 = s_{теор.} \cdot m \cdot E \cdot b \quad (7).$$

Произведение $s_{теор.} \cdot e \cdot b$ – удельная энергия распространения трещины G_{1c} . Таким образом, $K_{1c} = \sqrt{G_{1c} E}$ (8) – второе основное уравнение ЛМР, для получения которого необходимо воспользоваться условием линейной зависимости между s и e .

Из (3) следует: $s_y \cdot a = 2sl = A_{1c}$ (9) – «энергия трещиностойкости», которая по содержанию и величине соответствует J – интегралу и имеет очевидную размерность $[Дж/м^2]$. Ее возможно экспериментально определить, используя (5) и (6): $A_{1c} = J = K_{1c} \sqrt{l}$ (10). Применение (10) [1] для оценки энергии зарождения и распространения трещин инструментальных материалов (быстрорежущих сталей, твердых сплавов и минералокерамики) позволили сделать правдоподобные выводы, тогда как использование (8) с той же целью оказалось неприемлемым.

При $s_y = s_{теор.}$ трещина распространяется самопроизвольно, и, следовательно, значения l/a в (3) и l/r в (4) увеличиваются, т. к. a и r при этом не уменьшаются. Т. к. $s_{теор.} = const$, то, в соответствии с (3) или (4), самопроизвольный рост трещины происходит в условиях непрерывного уменьшения приложенного напряжения s . На этом обстоятельстве основано экспериментальное определение K_{1c} .

Разрушение металлических материалов, которые склонны к деформационному упрочнению, развивается, как известно, благодаря образованию в зоне наклепа, у вершины трещины, мелких вторичных трещин, которые присоединяются к первичной. Материалы с неметаллической межатомной связью, т.е. не склонные к наклепу, разрушаются без участия вторичных трещин. Поэтому в (3) и (4) величина l у первых много меньше, и, следовательно, значение s , необходимое для достижения s_y , равного $s_{теор.}$, значительно больше, чем у неметаллов. Это обстоятельство и значительная работа деформации, затрачиваемая на образование и наклеп пластической зоны у вершины трещины, объясняют присущее металлам и сплавам на их основе сочетание высокого сопротивления хрупкому и пластическому разрушениям; керамики и стекла не склонны к пластическому деформированию, а полимеры при деформировании не упрочняются.

В приведенном изложении механики разрушения показано, что ее основное уравнение (5) действительно:

- 1) Не только в границах теории упругости.
- 2) Для материалов как сплошного, так и атомного строения.
- 3) Для трещины не только эллиптической, но и любой другой формы с гладким профилем, односточной вершиной и с радиусом при вершине r , не обязательно устремленного к нулю.

Показано, что «странная» размерность $K_{1c} - [Па \cdot м^{1/2}]$ – следствие замены в (1) a^2/l на r . Все результаты получены на пластине с незафиксированными краями, т.е. в условиях экспериментального определения K_{1c} и без привлечения поверхностной энергии g . Величину A_{1c} (энергия трещиностойкости, J – интеграл) возможно рассчитать из результатов эксперимента по измерению K_{1c} .

1. Кремнев Л.С. Трещиностойкость и энергия трещиностойкости. Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия, 2003, №3, стр. 42-47.

ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ

Антонова О. В., Волков А. Ю., Пацелов А. М.

patselov@imp.uran.ru

В качестве объектов исследования были выбраны интерметаллид TiAl со сверхструктурой L1₀ и сплав Cu–40 at%Pd, упорядоченный по типу B2 (температура фазового перехода B2→A1 $T_C = 600$ °C). Деформацию ϵ осуществляли методом сдвига под давлением. Микроструктуру сплавов после деформации на различные степени изучали методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии. Интерметаллид TiAl подвергали деформации в интервале $\epsilon = 2\text{--}6,5$; CuPd деформировали в пределах $\epsilon = 3\text{--}7,5$.

Результаты рентгеновского анализа показали, что деформация $\epsilon \approx 2\text{--}3$ уже вносит существенные изменения в спектр наблюдаемых пиков. Исчезает ряд линий, практически сливаются с фоном пики сверхструктурных отражений, происходит заметное уширение структурных линий. Довольно неожиданным результатом оказалось появление на рентгеновском спектре TiAl новых пиков, положение которых не отвечает γ -фазе и интенсивность которых возрастает с увеличением степени деформации. Оказалось, что наилучшим образом эти линии соответствуют структурным отражениям α_2 -фазы.

В сплаве CuPd после $\epsilon \approx 3,2$ еще наблюдаются слабые сверхструктурные пики B2 фазы и также фиксируются довольно сильные линии Al (ГЦК). После истинной деформации $\epsilon \approx 6,5$ рентгеновский спектр отвечает ГЦК кристаллической решетке (A1) с выраженной текстурой {111}, при этом около этого пика можно отметить повышение интенсивности над фоном со стороны {110} B2. По рентгеновским данным деформация в $\epsilon \approx 7,5$ приводит к завершению фазового превращения B2 → A1, существенному снижению интенсивности всех линий и пропадает текстура {111}.

Электронномикроскопические исследования показали, что в TiAl после деформации $\epsilon \approx 2\text{--}3$ формируется, главным образом, полосовая микроструктура с высокой плотностью дефектов. В основном, она связана с двойникованием, но встречаются области, в которых ее можно трактовать как деформационные полосы с высокими углами разориентировки соседних областей. При этом на микродифракциях обнаружены сечения обратных решеток для γ - и α_2 -фаз, отвечающих известному из литературы ориентационному соотношению. Следует отметить также в микроструктуре наличие «оборванных» границ с разориентировкой до 10°. Дальнейшая деформация приводит к сильной фрагментации полосовой структуры, разрушению ее границ и образованию довольно равноосных кристаллитов со средним размером в 100 нм. После деформации $\epsilon \approx 6,0\text{--}6,5$ полностью исчезла полосовая структура. Основной объем материала занимают кристаллиты нанометрического размера ($\approx 30\text{--}50$ нм) с неопределенными границами.

В CuPd после деформации $\epsilon \approx 7,5$ на светлопольном ПЭМ изображении, практически, не видны какие-либо четкие детали микроструктуры, а лишь хаотически расположенные экстинкционные контуры. Темнопольная методика показала, что формируется наноструктура 5–100 нм. При этом наблюдаются области, в которых кристаллиты ≈ 5 нм выглядят как мелкодисперсные выделения. В крупных кристаллитах ≈ 100 нм наблюдается иногда полосовая микроструктура.

ЭНДОХРОННЫЕ ВАРИАНТЫ ОСНОВНЫХ ТЕХНИЧЕСКИХ ТЕОРИЙ НЕЛИНЕЙНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Федоровский Г. Д.

*НИИ математики и механики СПбГУ, Россия,
g.fed@pobox.spbu.ru*

Рассмотрена формулировка и модификация технических теорий нелинейной ползучести по эндохронной концепции (собственного, внутреннего времени).

К техническим теориям относят теорию старения (временного упрочнения):

$$e(t) = e^e(t) + e^c(t), \quad e^e(t) = \frac{s(t)}{E}, \quad e^c(t) = f(t, s), \quad f(t, s) = f_1(t) f_2(s), \quad (1)$$

(чаще всего применяют функцию ползучести Бейли $f_1(t) = f_B(t) = B_1 t^m$, функцию Нортонна $f_2(s) = f_N(s) = B_2 s^n$); теорию течения:

$$\dot{\epsilon}(t) = \dot{\epsilon}^e(t) + \dot{\epsilon}^c(t) = \frac{\dot{s}(t)}{E} + \frac{\partial f(t, s)}{\partial t} \rightarrow e(t) = \int_0^t P[t-t, s(t)] \dot{\epsilon}(t) dt, \quad (2)$$

$P(r, s) = \frac{1}{E} + \frac{f(r, s)}{s}$ и теорию (деформационного) упрочнения:

$$e(t) = e^e(t) + e^c(t), \quad \dot{\epsilon}^c(t) = f_d(e^c, s) = \frac{a s^n}{(e^c)^b} \rightarrow e^c(t) = [a(1+b)ts^n]^{1/(1+b)}. \quad (3)$$

Здесь e , e^e и e^c – полная деформация и ее упругая и неупругая части; s , E , t и P – напряжение, модуль упругости, время и функция ползучести; а B_1 , n , m , a , b и n – постоянные среды. Нетрудно заметить, что уравнения теорий старения и упрочнения в случае функций f и f_d определенного вида имеют форму конечных (фактически одинаковых) уравнений, вследствие чего их применение к немонотонным, особенно высоко градиентным, процессам деформирования мало эффективно. Этому недостатка лишена теория течения. Некоторыми недостатками применения функции Бейли и Нортонна в уравнениях ползучести является то, что благодаря их виду, уравнения проявляют ползучесть и не линейны даже при небольших значениях t и s (отсутствуют участки упругости и линейности).

Применение внутреннего времени позволяет привести отмеченные выше уравнения к каноническому квазилинейному виду и расширить возможности их применения. Будем считать (сначала для теории старения), что при некотором небольшом уровне напряжения $s \leq s_l = ks_s$ функция $f_1 = Bs$, а $f(t, s) = Bt^m s$. При большем уровне напряжения

функция (нелинейной) упруго-ползучести $P(t, s) = \frac{1}{E} + \frac{e_c(t, s)}{s} = \frac{1}{E} + \frac{f(t, s)}{s} = \frac{1}{E} + Bt^m s^{n-1}$

($e(t, s) = P(t, s)s$). В линейной области ($s \leq s_l$) $P(t, s) = P(t) = \frac{1}{E} + Bt^m$. По эндохронной

концепции $P(t, s) = P(x^s) = P[g^s(t, s) \cdot t]$. Масштаб внутреннего времени $g^s(t, s) = g^s(s) = s^{\frac{n-1}{m}}$, при $s \leq s_l$ $g^s(s) = 1$, $x^s = t$. Простейшей модификацией теории

течения являются выражения:
$$e(t) = \int_0^{x^s} P(x^s - z) \dot{\epsilon}(z) dz = \int_0^t P(x^s - z) \dot{\epsilon}(t) dt,$$

$x^s - z = g^s[s(t)](t-t).$

ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИИ НА СТРУКТУРУ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ

Прозорова Э. В.

Санкт-Петербургский государственный университет, Россия

prozorova@niimm.spbu.ru

При записи уравнений равновесия элементарного объема предполагается, что имеется переменное поле напряжений, изменяющееся от точки к точке. Обычно изменением касательных напряжений внутри элементарного объема пренебрегают. При значительных градиентах напряжений внутри элементарного объема возникает момент, приводящий к его кручению. Величина момента пропорциональна градиенту касательного напряжения. Изменение момента приводит к дополнительной силе, которую необходимо учитывать. Особенно велик ее вклад при малых радиусах кривизны или при формировании трещин.

Для напряжений при прокатке листов стали на вклад изменений моментов в условия равновесия указано в работе Н. Г. Колбасникова [1]. Р. Д. Миндлином [2] также было отмечено, что на кажущуюся прочность хрупких материалов может влиять наличие градиентов деформаций. В моментной теории упругости энергия упругого тела зависит от градиента деформаций и градиента вращения и вводится новый модуль материала, имеющий размерность силы. Отношение этого нового модуля к модулю сдвига имеет размерность квадрата длины. В данной работе предлагается в уравнении равновесия сил оставлять силы, обусловленные изменением момента силы, но для бесструктурных частиц предлагается не вводить новых модулей и ограничиться обычным модулем сдвига, так как не появляется новых размерных параметров.

В работе [3] на примере задачи о кручении и изгибе был проведен анализ роли дополнительных слагаемых. Здесь, пользуясь экспериментальными данными Гудьера Дж. [4], предлагается модель, позволяющая математически объяснить связь между моделью разрушения Гриффитса и моделью Баренблатта. В рамках данной модели дано объяснение механизма выкрашивания хрупких сталей при действии сжимающих напряжений.

1. Колбасников Н.Г., Теория обработки металлов давлением. Сопротивление деформации и пластичность. Санкт-Петербург: Изд-во СПбГУ, 2000. 314с.
2. Си Г., Либовиц Г., Математическая теория хрупкого разрушения. В кн. Разрушение. Ред. Либовиц Г. М: Мир, 1975. с.83-203.
3. Прозорова Э.В., Влияние момента количества движения в задачах изгиба и кручения стержней. Сб. науч. труд. 20 междунар. конф. Математическое моделирование в механике сплошных сред. Методы граничных и конечных элементов. т.3, 2003. с.126-130.
4. Гудьера Дж.. Математическая теория равновесных трещин. В кн. Разрушение. Ред. Либовиц Г. М: Мир, 1975. с.83-203.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОЦЕНКИ МЕРЫ ПОВРЕЖДЕНИЯ ДЕТАЛИ ПРИ ПРОГНОЗИРОВАНИИ ОПТИМАЛЬНОЙ ДАТЫ ПРОВЕДЕНИЯ ЕЕ РЕМОНТА

Ручко В. Н.

ДонНТУ, Донецк, Украина,
vlad@mech.dgtu.donetsk.ua

При эксплуатации металлургического оборудования решается задача организации и проведения ремонтных и профилактических работ с целью определения наиболее оптимальных сроков их проведения. Решение этой задачи сводится к определению оптимальной даты $T_{\text{опт}}$, которая при выведении элементов (деталей, узлов, механизмов) металлургического оборудования в ремонт обеспечивает, с одной стороны, наиболее полное использование ресурса, а с другой, исключает возникновение аварийной ситуации, вследствие несвоевременной их замены [1].

Нахождение оптимальной даты проведения ремонта $T_{\text{опт}}$ некоторой детали, обеспечивается поиском экстремума целевой функции:

$$T_{\text{опт}} \equiv F[\varphi_{\text{db}}(\psi_{\text{db}})] = F[\varphi_{\text{db}}(c_i(t_i), \sigma_i(t_i), h_i(t_i))] = \max,$$

где ψ_{db} – оценка меры повреждения детали по критерию максимальной долговечности и безотказности; $c_i(t_i)$, $\sigma_i(t_i)$, $h_i(t_i)$ – параметры, характеризующие, соответственно, качественные и конструктивные, прочностные, геометрические особенности детали, при ее i -той ее реализации, за интервал времени t_i .

Значения величины ψ_{db} детали имеют определенные ограничения, связанные с требованиями к условиям эксплуатации:

$$\psi_{\text{lim}} \leq \psi_{\text{db}} < \psi_{\text{m}},$$

где ψ_{lim} – предельная мера повреждения детали, соответствующая нижней области предельных значений, дальнейшая эксплуатация в которой значительно снижает показатели безотказности; ψ_{m} – мера повреждения детали, соответствующая полному исчерпанию ресурса.

Определение текущего значения меры повреждения детали ψ_i , соответствующего интервалу времени t_i , связано с использованием специально разработанной модели [2], использующей в качестве исходной статистической информации данные о производственной программе, реализуемой на исследуемом металлургическом оборудовании. Подход, предлагаемый в разработанной модели, позволит учитывать реальную загрузку металлургических машин и, за счет использования зависимостей, описывающих долговечность различных типов элементов оборудования, обеспечит проведение ремонтно-профилактических работ в оптимальные сроки.

1. Ченцов Н.А., Ручко В.Н., Сулейманов С.Л., Сидоров В.А. Компоненты системы технического обслуживания металлургического оборудования // Защита металлургических машин от поломок. Сборник научных трудов. Мариуполь. - 2000. Вып. № 5. - С. 20-26.
2. Ручко В.Н., Ченцов Н.А. Математическое моделирование, как способ оценки меры повреждения деталей прокатного оборудования, и метод решения задач планирования в ремонтной службе // Материалы 6-й Международной практической конференции-выставки "Технология ремонта, машин, механизмов, оборудования и металлоконструкций", 13-16 апреля 2004 г. С-Пб: Из-во СПбГПУ, 2004. С. 552-559.

ПОЛЗУЧЕСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ОЛОВА В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР 0,5 - 4,2 К

Нацик В. Д., Солдатов В. П., Иванченко Л. Г., Кириченко Г. И.

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина Национальной
академии наук Украины, Харьков, Украина*
vsoldatov@ilt.kharkov.ua

В физике пластичности и прочности кристаллических материалов на протяжении многих лет особый интерес вызывает так называемая низкотемпературная аномалия – существенное или полное ослабление влияния температуры на пластическое течение кристаллов ниже некоторой пороговой температуры. Впервые такая аномалия была зарегистрирована при изучении низкотемпературной ползучести монокристаллов Cd в области температур жидкого гелия Майснером, Поляни и Шмидом в 1930г.

В современных теориях низкотемпературной пластичности возможность существования ползучести в условиях глубокого охлаждения рассматривается как результат проявления квантовых свойств носителей пластической деформации – дислокаций и влияния этих свойств на их подвижность. В зависимости от типа преодолеваемых дислокациями барьеров проявление квантовых эффектов в кинетике пластической деформации может наблюдаться в широком диапазоне низких температур – 0,01–0,1 температуры Дебая. Однако при изучении квантовых механизмов пластичности наибольший интерес представляют экспериментальные данные, полученные в области экстремально низких температур (ниже 1 К), когда влияние термической активации на подвижность дислокаций предельно ослаблено, а их квантовые свойства проявляются в чистом виде.

В предлагаемом докладе сообщается о таких данных, полученных при исследовании низкотемпературной ползучести монокристаллов олова.

В температурном интервале 0,5–4,2 К изучена ползучесть монокристаллов β -олова, ориентированных для скольжения в системе (100)<010>. Как выше, так и ниже 1 К, зарегистрирована нестационарная ползучесть, затухающая со временем по логарифмическому закону. Детально изучена температурная зависимость коэффициента логарифмической ползучести и установлено существование на ней двух качественно различных областей: в интервале 4,2–1,2 К коэффициент линейно уменьшается при понижении температуры; ниже 1 К ползучесть приобретает атермический характер, и коэффициент остается постоянным. Показано, что наблюдаемые в эксперименте закономерности соответствуют представлениям, согласно которым кинетика ползучести чистого β -олова определяется движением дислокаций в потенциальном рельефе Пайерлса по механизму зарождения на дислокационных линиях парных кинков. Этот процесс сопряжен с преодолением эффективного потенциального барьера малой величины порядка 0,001эВ: в области температур ниже 1 К зарождение парных кинков происходит, благодаря эффекту квантового туннелирования, и ползучесть имеет чисто квантовый характер; при более высоких температурах главную роль играют тепловые флуктуации, и кинетика деформации соответствует классическим представлениям о термически активируемой ползучести. Получены эмпирические оценки для плотности подвижных дислокаций и коэффициента деформационного упрочнения.

МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ СИЛИЦИДОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЛАТУНИ

Смирнов С. В., Мясникова М. В., Пугачева Н. Б.

Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

svs@imach.uran.ru

Развитие представлений о взаимосвязи процессов деформирования на разных масштабных уровнях, а также совершенствование вычислительной техники позволяет осуществлять математическое моделирование поведения структуры материалов при внешнем механическом воздействии с целью оптимизации структуры и проектирования новых функциональных материалов. Одной из сложностей, возникающей при моделировании, является необходимость знать такие механические свойства структурных составляющих, как их сопротивление деформированию и предельные характеристики в момент разрушения. Эти вопросы, тривиальные при исследовании макроскопических свойств материалов, требуют своего решения для мезоуровня. Структурно-фазовые составляющие в металлических сплавах обычно имеют характерный размер менее 50 мкм, а в процессе изготовления их химический состав и свойства меняются сложным образом. Поэтому механические свойства структурно-фазовых составляющих сплавов должны быть определены без их экстрагирования из матрицы. Целью данной работы являлась разработка методики определения сопротивления деформации и предельных деформаций структурных составляющих, используя результаты экспериментальных методов материаловедческого анализа и конечно-элементного моделирования пластической деформации и разрушения многофазного материала с учетом взаимовлияния структурных составляющих на примере сложнолегированной латуни марки ЛМцАЖКС. Этот сплав является удобным модельным гетерофазным материалом, так как содержит существенно отличающиеся по химическому составу и свойствам структурные составляющие.

Прочностные свойства структурных составляющих определяли из экспериментов по кинетическому микроиндентированию. После обработки результатов экспериментов в соответствии с методикой [1] были построены кривые сопротивления деформации, соответствующие степенному закону упрочнения. Пластические свойства наиболее хрупкой фазы – железомарганцевых силицидов – определяли на основе обработки результатов экспериментов по ступенчатой осадке плоских образцов. После каждой ступени деформации боковую поверхность образцов, на которой был сделан шлиф, изучали и подвергали количественному металлографическому анализу на приборе Эпиквант с целью определения количества разрушенных силицидов и изменения геометрических параметров микроструктуры. Компьютерное моделирование деформации наблюдаемых участков структуры сплава позволило получить данные о напряженно-деформированном состоянии силицидов и его изменении при деформации. Разрушению силицидов способствует наличие участков, где, несмотря на деформацию сжатия образцов, преобладают растягивающие напряжения. Количественную связь предельной деформации материала силицидов с показателем напряженного состояния искали в виде экспоненциальной зависимости. Для нахождения численных коэффициентов этой зависимости осуществляли их варьирование для минимизации квадратичной невязки между экспериментальной и расчетной зависимостями числа разрушенных силицидов от степени деформации. Для расчетов использовали линейную модель механики поврежденности в варианте В.Л.Колмогорова.

1. Смирнов С.В., Пугачева Н.Б., Тропотов А.В., Солошенко А.Н. Физика металлов и металловедение, 2001, т.91, №2, с. 106-111.

РЕЛАКСАЦИЯ ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОВ ПРИ РАЗРУШАЮЩИХ НАГРУЗКАХ

Сталевич А. М., Столяров О. Н.

Санкт-Петербургский государственный университет технологии и дизайна
stal@sutd.ru

Посредством измерений установлено, что релаксационные явления сопутствуют практически любым стадиям деформирования ориентированных полимеров. Одновременное протекание «неразрушающей» релаксации и процесса накопления микро- или макро-разрушений удастся разделить, благодаря скачкообразности второго из указанных процессов. Одновременное протекание этих двух процессов во времени наблюдалось на образцах различных синтетических нитей. На рис. 1 приводятся результаты измерений на образцах кевлар 29, линейной плотностью 167 текс и ПЭТФ, 114 текс. Разрывные характеристики нити Кевлар 29: прочность 2835 МПа, удлинение 3,4 %; ПЭТФ нити: 880 МПа и 7,5 %. Экспериментальное изучение механической релаксации производилось на предразрушающей стадии деформирования на измерительном комплексе Инстрон 1122. До уровня деформирования 96 - 99 % от разрывной деформации происходило деформирование с заданной скоростью $\dot{\epsilon}_1 = 4.17 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$. Затем автоматически записывался процесс релаксации усилия во времени, который заканчивался полным разрушением образцов.

Использовался также метод чередования нагрузки с разгрузкой с целью сопоставления релаксаций на уровнях относительно большой и малой нагрузок.

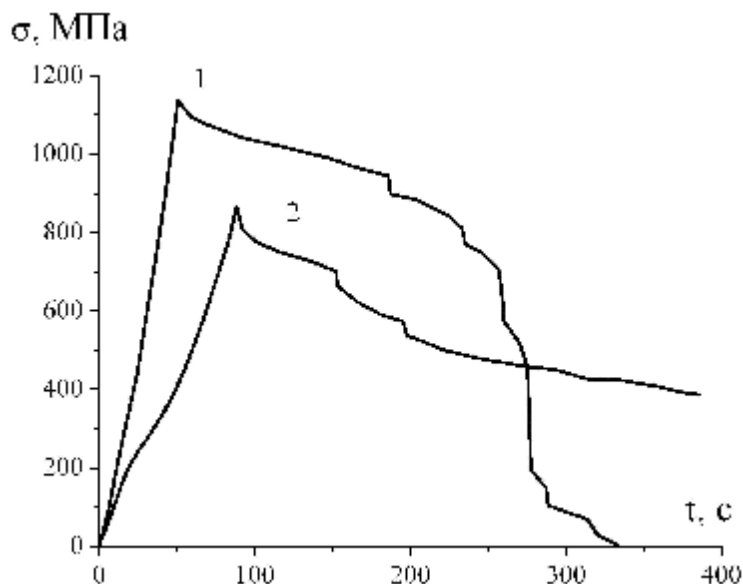


Рис.1. Релаксация и накопление разрушений комплексной нити кевлар (1) при $T = 520 \text{ К}$ и лавсан (2) при $T = 293 \text{ К}$

У ориентированных полимеров – кевлар и лавсан процесс разрушения на молекулярном уровне, вероятнее всего, сопровождается релаксацией не разрывающихся макромолекул за счет подвижности их элементов или сегментов.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РАЗЛИЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гречихин Л. И.

Минский государственный высший авиационный колледж, Минск, Белоруссия
Gretchihin @ yandex. ru

Механические свойства различных конструкционных материалов с позиций межкластерного взаимодействия рассмотрены в монографии [1] применительно к материалам в каждом конкретном случае без глубокого сравнительного анализа влияния изменения потенциала межкластерного взаимодействия и кристаллографического строения.

Изменение кристаллографического строения – это, прежде всего, фазовые переходы второго рода. Многие конструкционные материалы с изменением температуры, вследствие протекания химических реакций и под действием внешнего механического воздействия, изменяют свое кристаллографическое строение.

С изменением температуры кристаллографическое строение изменяется весьма существенно. В этом отношении ярким представителем является железо, в котором с повышением температуры реализуется цепочка превращений $\alpha\text{-Fe} \rightarrow \beta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe} \rightarrow \delta\text{-Fe}$. При каждом таком переходе скачкообразно изменяется модуль Юнга, который выражается через микропараметры кристаллического твердого тела следующим образом:

$$E = \frac{2|\Delta E_{\text{св.}}|}{21.21d_0^3e^2}. \quad (1)$$

где $\Delta E_{\text{св.}}$ – изменение межкластерного взаимодействия при заданной относительной деформации ε и d_0 – межатомное (межмолекулярное) расстояние внутри кластера.

Рассмотрим на примере превращения $\beta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ как изменяется модуль Юнга. Превращение $\beta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ происходит при температуре 912°C . В соответствии с (1), отношение модулей Юнга на границе перехода равно:

$$\frac{E_b}{E_g} = \frac{\Delta E_{\text{св.,b}} d_{0,g}^3}{\Delta E_{\text{св.,g}} d_{0,b}^3}. \quad (2)$$

При температуре фазового превращения 912°C результирующую энергию связи межкластерного взаимодействия в β -модификации можно положить равной $k_b T$ (k_b – постоянная Больцмана) и воспользоваться при этом потенциалом Леннарда–Джонса. Тогда при деформации 0,3% на указанной границе перехода модули Юнга E_β/E_γ соотносятся как 1,65. Это отношение существенно не изменяется при изменении деформации в процентном отношении. Превращение $\beta\text{-Fe} \rightarrow \gamma\text{-Fe}$ сопровождается изменением структуры кристалла, т. е. ОКЦ структура переходит в ГКЦ структуру. Из (2) следует, что такое превращение должно всегда сопровождаться уменьшением модуля Юнга в любых условиях.

Протекание химических реакций, как правило, происходит на поверхности конструкционных материалов. В основном, это окислительные реакции, в результате протекания которых образуются окисные и оксидные пленки. Многие молекулы окислов и оксидов обладают сравнительно большими встроенными электрическими моментами. Вследствие этого такие молекулы в конденсированном состоянии на поверхности металлов образуют структуру ионных кристаллов в виде тонких пленок. Образование на поверхности конструкционных материалов тонких окисных и оксидных пленок приводит к возникновению растягивающих и сжимающих усилий. Модуль Юнга таких пленок существенно отличается от основного материала. Например, для алюминия толщина окисной пленки

может доходить до 150-200 Å, а модуль Юнга при деформации 0,05 % составляет $1,61 \cdot 10^{13}$ Па [1]. Модули Юнга для разных сечений испытуемых образцов соотносятся как их площади. Поэтому для алюминиевого образца диаметром 5 мм эффективный модуль Юнга имеет значение $2,57 \cdot 10^8$ Па и отличается от величины разрушения поликристаллического алюминия ($1,8 \cdot 10^7$ Па) на порядок.

При упругой деформации структура кристалла не изменяется, и поэтому диаграмма «напряжение-деформация» обладает линейной характеристикой. С ростом расстояния между кластерами энергия межкастерной связи уменьшается. Когда эта энергия, уменьшаясь, достигает величины энергии активации фазового перехода второго рода, начинается перестройка кластерной решеточной структуры и возникает пластическая деформация. Для железа на диаграмме «напряжение-деформация» появляется так называемый «зуб». Это как раз тот момент, когда происходит фазовый переход ОЦК в ГЦК структуру. При этом модуль Юнга уменьшается в 1,65 раза. Одновременно на внешней поверхности вследствие радиального сжатия в области «шейки» происходит уплотнение поверхностного слоя. При дальнейшем растяжении это уплотнение распространяется к центру образца. Эффективный модуль Юнга в сечении «шейки» уменьшается до тех пор, пока уплотненный слой движется к центру испытуемого образца. Поэтому на кривой «напряжение-деформация» возникает «плато». В этот момент происходит интенсивная звуковая эмиссия и возникает излучение электромагнитных волн [2-3].

При достижении уплотненного слоя центра образца в межкастерных пустотах увеличивается количество свободных атомов, что приводит к росту межкастерной энергии связи и одновременно к увеличению модуля Юнга. Одновременно возникает цепочка переходов ГЦК → ГПУ → ГЦК → и т. д. Каждый акт перехода сопровождается скачкообразным уменьшением модуля Юнга. Тангенс угла наклона диаграммы «напряжение-деформация» уменьшается и стремится к нулю, а при отрицательном тангенсе угла наклона происходит разрыв образца.

Как для чистых металлов, так и для различных их комбинаций, на атомном уровне энергия межкастерного взаимодействия определяется ковалентной и ионной связями, а также обменным взаимодействием свободными атомами внутри межкастерных пустот. Последнее свойственно только металлам. В случае упрочнения металлических конструкций различными интерметаллическими покрытиями, металлокерамических и керамических материалов существенный вклад в результирующую энергию связи вносят взаимодействия типа: точечный заряд–диполь и диполь–диполь.

Когда такие взаимодействия являются определяющими, то возникает хрупкое разрушение конструкционных материалов. Это обусловлено тем, что энергия связи точечный заряд–диполь обратно пропорциональна квадрату расстояния, а диполь–диполь – обратно пропорциональна кубу расстояния между взаимодействующими частицами. Включение таких типов взаимодействий приводит к значительному росту модуля Юнга, но одновременно и к более быстрому его уменьшению с ростом приложенного напряжения.

1. Гречихин Л. И. Физика наночастиц и нанотехнологий. Общие основы, механические, тепловые и эмиссионные свойства. – Мн.: УП «Технопринт», 2004. – 399 с.
2. Башков О. В., Семашко Н.А. Акустическая эмиссия при смене механизмов деформации пластичных конструкционных материалов. // Физическая мезомеханика Т. 7, № 5. С. 59-62
3. Гречихин Л. И. Безразборная техническая диагностика сложных конструкций и возможности прогнозирования ресурса работы. // Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности конструкций и методы их решения: Труды V Международной конференции. СПб.: Изд. СПбГПУ, 2003. С. 152-173

СКОЛЬЖЕНИЕ И ДВОЙНИКОВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Fe – 3% Si ПРИ ВЫСОКИХ ГИДРОСТАТИЧЕСКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Ермолаев Г. Н.

*Институт Физики Высоких Давлений им. Л.Ф. Верещагина РАН,
Троицк, Россия*
vermolaevg@hppi.troitsk.ru

Проведено экспериментальное исследование барических и температурных зависимостей напряжений предела текучести, геометрии полос скольжения, а также переход от деформации скольжением к механическому двойникованию в условиях высоких гидростатических давлений или низких температур при растяжении монокристаллов Fe – 3%Si, ориентированных для сдвига в двойникующем ([001]) и антидвойникующем ([011]) направлениях по плоскостям типа {112}. При высоких давлениях обнаружен аномально высокий рост напряжений предела текучести σ_T и переход от скольжения по плоскостям типа {112} к сдвигу по плоскостям {011} в монокристаллах, ориентированных для сдвига по системе $\langle 111 \rangle \{112\}$ как в антидвойникующем, аналогично наблюдаемому при низкотемпературной деформации, так и в *двойникующем* направлениях. При давлениях ~ 1200 МПа в [001] кристаллах Fe – 3%Si наблюдали смену механизма деформации, а именно переход от скольжения к механическому двойникованию. Необходимо отметить, что этому явлению предшествует резкое разупрочнение кристаллов, которое не наблюдается при переходе к двойникованию при низких температурах. Установлено, что двойники при высоких давлениях соответствуют системам $\langle 111 \rangle \{112\}$. Как и низкотемпературные, они не являются источниками хрупкого разрушения образцов, что имеет место при низких температурах, а их границы имеют огранку по плоскостям типа {011}, которые являются источниками полос скольжения $\langle 111 \rangle \{110\}$. Разработана модель испускания дислокаций в плоскости типа {110} границами деформационных двойников, которая позволяет объяснить наблюдаемую в экспериментах температурную и барическую зависимости геометрии полос скольжения в ОЦК кристаллах. Для обоснования предложенной модели приведены экспериментальные данные по влиянию предварительно введенных при комнатной или низких температурах полос скольжения заданного типа на системы скольжения, действующие при последующей деформации. Проведено сопоставление процессов двойникования при высоких давлениях и при низких температурах. На образцах с осью растяжения [001] проведены исследования перехода в хрупкое состояние в результате двойникования при низких температурах и влияние на эти процессы небольшой предварительной деформации при комнатной температуре. Показано, что предварительная деформация на 3% при давлении ~ 1200 МПа снижает нижний порог хладноломкости на $\sim 100^\circ$.

ИНИЦИИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ Ti-Ni ПОД ДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ

Рубаник В. В., Клубович В. В., Рубаник В. В. (мл)

ИТА НАН Беларуси, ВГТУ, Витебск, Беларусь
ita@vitebsk.by

Впервые обнаружен эффект инициирования памяти формы под воздействием ультразвуковых колебаний в сплавах с термоупругими мартенситными превращениями. В образцах, подвергнутых предварительной неупругой деформации, возбуждение ультразвуковых колебаний вызывает формовосстановление. В частности, для сплава Ti-Ni с температурами начала и окончания обратного превращения 48 и 60 °С, соответственно, в процессе ультразвукового воздействия амплитудой 10 мкм и частотой 22 кГц при температуре 20 °С величина максимальной полностью обратимой деформации составляет 3 %.

Предложена модель эффекта инициирования памяти формы в ультразвуковом поле, учитывающая воздействие на материал тепловой и силовой составляющих ультразвука. Тепловая составляющая действует эквивалентно механизму термического инициирования. Силовая составляющая вызывает в материале знакопеременные механические напряжения, которые изменяют условия фазового равновесия в материале, понижая силу сопротивления движению фазовой границы. Из модели следует, что силовая составляющая ультразвука должна стимулировать мартенситные превращения и проявляться в изменении температур термоупругого фазового превращения.

Действительно, методами инфракрасной термографии поверхности Ti-Ni обнаружено, что интервал предсказываемого моделью уменьшения температуры окончания обратного фазового превращения в зависимости от условий ультразвукового инициирования составляет 0÷25 °С. В соответствии со следствием модели инициирования эффекта памяти формы, в ультразвуковом поле знакопеременные механические напряжения ускоряют движение межфазных границ, ответственных за реализацию эффекта памяти формы.

Впервые обнаружено увеличение напряжения течения Ti-Ni при ультразвуковом воздействии в интервале температур обратного мартенситного превращения при активной изотермической деформации. С увеличением амплитуды ультразвука механические напряжения растут вплоть до предела прочности. Это связано с повышением, благодаря тепловой составляющей ультразвука, количества аустенитной фазы, напряжение течения у которой выше, чем у мартенситной. В силу инертности разогрева на начальном этапе ультразвукового воздействия доминирует силовая составляющая ультразвука, которая вызывает уменьшение напряжения течения. Зависимость механических напряжений от условий ультразвукового воздействия использована при волочении проволоки из Ti-Ni.

Проявление эффекта ультразвукового инициирования памяти формы в стесненных условиях приводит к возникновению в материале реактивных механических напряжений, релаксирующих после прекращения воздействия. Максимальное значение развиваемых напряжений в образцах Ti-Ni составляет 100 ÷ 150 МПа. Эти данные согласуются с предложенной моделью и связаны с уменьшением температуры мартенситного превращения и увеличением количества аустенитной фазы. На основе обнаруженного явления предложен способ управления силовыми исполнительными устройствами в изотермических условиях за счет воздействия ультразвуковых колебаний.

ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА И КИНЕТИКА ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СТАЛИ МАРКИ ВСтЗсп В МЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ, ПОЛУЧЕННОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Иванов А. М., Лукин Е. С.

Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск, Россия

a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru

В настоящей работе приведены результаты исследования влияния маршрутов равноканального углового прессования на механические свойства, кинетику деформирования и разрушения стали ВСтЗсп. Мелкозернистое состояние получено методом интенсивной пластической деформации по схеме равноканального углового прессования (РКУП).

Образцы стали ВСтЗсп диаметром 20 мм и длиной 80 мм подвергали РКУ прессованию при температуре 450–500 °С с углом пересечения каналов 120 ° за 2 цикла по двум различным маршрутам B_c и C . При исследовании микроструктуры образцов из ВСтЗсп, полученных РКУП в 2 прохода маршрутами B_c и C , было установлено измельчение зерна от 16–18 мкм до 4–6 мкм.

Механические испытания проводились на испытательной машине фирмы «UTS» (усилие 20 кН) с механическим приводом при двух температурах (+20 °С и –40 °С). Предел текучести мелкозернистой стали ВСтЗсп по абсолютному значению превышает предел текучести исходного материала в среднем в два раза, а предел прочности – в полтора раза. Для мелкозернистой стали характерно то, что после РКУ прессования пределы прочности и текучести различаются незначительно; разница составляет 10–25 МПа. В связи с тем, что исходный материал более пластичен, чем материал подверженный РКУ прессованию, относительное удлинение мелкозернистого материала при разрушении вдвое меньше.

Существенного различия между механическими характеристиками мелкозернистых материалов, полученных РКУ прессованием по различным маршрутам (маршрутам B_c и C), не наблюдается. При температуре испытания +20 °С для маршрута B_c : $s_T = 660$ МПа, $s_B = 675$ МПа, а для маршрута C : $s_T = 660$ МПа, $s_B = 685$ МПа. Наблюдается некоторое повышение характеристик пластичности для маршрута C по сравнению с маршрутом B_c . С понижением температуры испытания наблюдается повышение прочностных характеристик материалов. При температуре испытания –40 °С для маршрута B_c : $s_T = 695$ МПа, $s_B = 705$ МПа, а для маршрута C : $s_T = 695$ МПа, $s_B = 720$ МПа.

Характер изменения температуры, отражающий кинетику развития деформаций материала, исследовался по тепловому излучению с помощью тепловизионной системы ТКВр-ИФП. Наступление текучести и потери устойчивости пластических деформаций однозначно определяются по изменению скорости разогрева РКУП-стали ВСтЗсп. Начальное повышение температуры соответствует наступлению текучести материала. Существенное увеличение скорости прироста температуры наблюдается с момента потери устойчивости пластических деформаций и продолжается до полного разрушения образца. На закритической стадии деформирования никаких особенностей в изменении температуры образца не обнаружено. Разрушение сопровождается резким скачком температуры (тепловым импульсом) в зоне образования трещины.

Работа выполнена при финансовой поддержке по программе фундаментальных исследований РАН 8 «Фундаментальные проблемы физики и химии наноразмерных систем и наноматериалов».

ВЛИЯНИЕ ТМО НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОТПУСКЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ

Голосиенко С. А., Круглова А. А., Михайлов М. С., Нестерова Е. В., Семичева Т. Г.

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

К настоящему времени в ЦНИИ КМ «Прометей» создан класс малоуглеродистых хладостойких сталей, широко используемых при изготовлении тяжело нагруженных сварных конструкций, эксплуатируемых в условиях пониженных температур и воздействия коррозионной среды. Одним из таких материалов является сталь типа 10ХН2МД. При ее производстве используется традиционная термическая обработка – закалка с высоким отпуском. В настоящее время разработана новая технология изготовления листового проката с использованием заковки с прокатного нагрева, позволяющая экономить временные и материальные ресурсы, а также улучшить комплекс свойств получаемого материала.

В данной работе методами просвечивающей электронной микроскопии изучены морфологические особенности тонкой структуры стали, формирующиеся в процессе отпуска в интервале температур 620-640 °С длительностью от 1 до 20 часов, после различных условий заковки:

- Заковка с печного нагрева от 900 °С (Зак.)
- Заковка с прокатного нагрева от 900 °С (ЗПН)
- Заковка после прокатки и постдеформационной выдержки при 900 °С в течение 5 мин. (ЗПН+5мин.)

Определены структурные параметры: относительная доля мартенсита и бейнита; размеры пластин, пакетов, реек; плотность дислокаций; размеры и объемная доля карбидных частиц. Методом одиночных рефлексов идентифицированы основные морфологические типы карбидов, образующихся при данных технологических обработках.

Показано, что после ЗПН сталь 10ХН2МД имеет полностью мартенситную структуру, состоящую из двух морфологических разновидностей (реечного дислокационного мартенсита и мартенсита самоотпуска). Высокотемпературная постдеформационная выдержка приводит к появлению в структуре исследуемой стали до 15% бейнита. После заковки с печного нагрева доля бейнита в структуре увеличивается до 35%. Технология изготовления влияет не только на соотношение структурных составляющих, но и на их морфологию. Так, иглы и карбиды мартенсита самоотпуска после ЗПН более крупные, чем при заковке в других условиях, что косвенно свидетельствует о повышении температуры начала мартенситного превращения.

Результаты структурных исследований хорошо согласуются с данными механических испытаний, согласно которым в закаленном состоянии наиболее высокий уровень предела текучести стали наблюдается при использовании технологии ЗПН. Наименьшая прочность определена для стали, изготовленной заковкой с печного нагрева. Согласно испытаниям на деформационном dilatометре после деформации стали 10ХН2МД на 25% при 900 °С происходит смещение бейнитной кривой на ССТ-диаграмме в сторону более низких скоростей охлаждения, что согласуется с полученными в ходе работы результатами.

Для всех перечисленных условий заковки исследована кинетика структурных изменений (снижения плотности дислокаций, изменения размеров, характера распределения и объемной плотности карбидных частиц и т.д.) в зависимости от температуры и длительности отпуска. Полученные данные позволяют говорить о том, что мартенситная структура ЗПН обладает повышенной устойчивостью к отпуску даже по сравнению со смешанной мартенситно-бейнитной структурой после заковки с печного нагрева.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Козлов Э. В., Конева Н. А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
kozlov@tsuab.ru

В докладе рассмотрены существенные закономерности зарождения и развития разрушения ГЦК и ОЦК однофазных и двухфазных сталей и сплавов. Работа обобщает экспериментальный материал, накопленный в коллективе, руководимом авторами. Объектами исследования являлись медные, никелевые и титановые сплавы и стали (аустенитные, конструкционные и инструментальные). Основными методами исследования были просвечивающая и сканирующая электронная микроскопия и рентгено-структурный анализ. Исследования имели количественный характер и включали в себя определение следующих характеристик: плотность и длину трещин и радиус закругления в их вершинах, плотность дислокаций, амплитуду поля внутренних напряжений и напряжения разрушения, размер зёрен и чашечек разрушения, типы и плотность межфазных и внутрифазных границ и параметры вторичных частиц. Отдельно измерялись характеристики, средние по материалу и отдельно зон впереди трещин.

Выполнена систематизация кривых течения и картины разрушения для сталей с различными морфологическими и фазовыми структурами. Классифицированы типы трещин в различных сплавах и сталях. Систематизированы связи между пластичностью некоторых сталей, напряжением разрушения, размером зерен и размером чашечек. Измерены компоненты внутренних напряжений в объеме материала и вблизи трещин и зависимость этих характеристик от степени деформации.

Особое внимание обращалось на различные критические субструктуры и формирование зон впереди трещин. Количественно измерены параметры субструктуры и плотность трещин в них. Проведен анализ прохождения трещин по внутренним поверхностям раздела. Рассмотрена проблема полей внутренних напряжений в малодеформируемых частицах. Измерены количественные параметры областей впереди трещин, имеющих сложную структуру. В этом случае определялась плотность дислокаций и кривизна-кручение кристаллической решетки. Уделено внимание окислению и порообразованию в формировании картины разрушения.

МОНИТОРИНГ РЕАЛЬНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ ТЕНЗОМЕТРИИ

Трофимов В. В., Башкарев А. Я.

СПбГПУ, Санкт-Петербург, Россия,
vtrofimov@mail.ru

При исследовании долговечности образцов и прогнозировании разрушения активно используются неразрушающие физические методы диагностики [1,2]. Для анализа напряженно-деформированного состояния изделий и конструкций с целью прогнозирования

разрушения и оценки остаточного ресурса представляется необходимым применять метод рентгеновской тензометрии [3].

Представлены возможности метода и характеристики портативного рентгеновского тензометра ТРИМ.

Приведены результаты анализа реального напряженного состояния в технических объектах, изделиях, металлоконструкциях. Обсуждается возможность использования реальных напряжений для оценки остаточного ресурса конструкций по известным методическим разработкам.

1. Петров В. А., Башкарев А. Я., Веттегрень В. И. Физические основы прогнозирования долговечности конструкционных материалов, СПб: Политехника, 1993. 475 с.
2. Половников П. В., Трофимов В. В. Характер акустической эмиссии и долговечность хрупких композитных материалов при постоянной нагрузке. Механика композитных материалов, 1981, № 3, С. 542–546.
3. Трофимов В. В., Башкарев А. Я., Карякин Ю. Е. Техническая диагностика и неразрушающий контроль напряженно-деформированного состояния трубопроводов и оборудования АЭС с помощью рентгеновского тензометра.

ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЙ – ЛИТИЕВОГО СПЛАВА

Мышляев М. М.^{1,2)}, Мазилкин А. А.¹⁾, Мышляева М. М.¹⁾

¹⁾ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*

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 °С и от 0,5 до 6 часов. В исходном состоянии сплав имел микрокристаллическую структуру, заданную его обработкой методом РКУ прессования при 370 °С. 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 зернами со средним размером около 1,6 мкм и 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 зерен в структуре преобладают области с довольно малым размером зерна (2 мкм). Имеют место также изменения в размере и морфологии интерметаллидных фаз.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 04-02-16129, 04-02-97261 и 04-02-17627).

ПРИРОДА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ

Мышляев М. М.^{1,2)}, Миронов С. Ю.³⁾, Мышляева М. М.¹⁾

¹⁾ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*

²⁾ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

³⁾ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

myshlyae@issp.ac.ru

Проведены исследования механического и структурного поведения наноструктурных цинкового и алюминиевых сплавов в широких интервалах температуры и скорости деформации. Наноструктурное состояние сплавов было сформировано их интенсивной пластической деформацией методами многократной прокатки и равно-канального углового прессования. Для изучения сверхпластичного течения проведены механические испытания образцов на одноосное растяжение при постоянной скорости деформирования и при ползучести. Для исследования структуры и фазового состояния образцов использовали методы просвечивающей электронной микроскопии, сканирующей электронной микроскопии, включая дифракцию обратно рассеянного электронного пучка, и рентгеновского дифракционного анализа.

Показано, что в ходе интенсивной пластической деформации образуется наноструктурное состояние. Для образцов каждого структурного состояния определены температурно-деформационно-скоростные условия для реализации сверхпластичного течения и максимальных деформаций до разрушения. Установлена стадийность сверхпластичного течения. Получены зависимости скорости деформации от температуры и напряжения. Определены параметры сверхпластичного течения: энергии активации и коэффициента скоростной зависимости напряжения течения.

Полученные результаты и механизмы деформации обсуждаются с единых позиций. Показано, что реализация сверхпластичного течения сплавов требует выполнения структурно-кинетического принципа.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 04-02-16129, № 04-02-17627, № 04-02-97261 и № 04-02-97255), Президиума РАН (Госконтракты № 10002-251/П-08/128-049/080604-485 и № 10002-251/П-08/128-049/080604-484) и Отделения химии и новых материалов РАН (проект ОХНМ-03 № 21).

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-РАСЧЕТНЫЙ МЕТОД ИДЕНТИФИКАЦИИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

Баженов В. Г., Осетров С. Л.

*Нижегородский госуниверситет им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия*
bazhenov@dk.mech.unn.ru

Современный уровень проведения прочностных расчетов деталей и элементов конструкций требует надежных и достоверных данных о поведении материала (диаграмма деформирования, предельные деформационные и прочностные характеристики и т.д.). Получение этих данных имеющимися инструментальными средствами при больших деформациях материала путем прямых экспериментальных измерений затруднено, поскольку в лабораторных образцах возникает неоднородное и неоднородное напряженно-деформированное состояние (НДС), проявляется влияние краевых эффектов и т.п. Идентификация деформационных и прочностных свойств материала в этом случае производится на основе экспериментально-аналитических подходов, позволяющих аналитическим путем получать характеристики НДС, исходя из косвенных экспериментальных данных. Однако применение аналитических методов часто накладывает обременительные ограничения на форму образцов, вид нагружения; налагает силовые и кинематические гипотезы на параметры НДС, что не всегда соответствует реальным условиям эксперимента и модели поведения материала. В этой связи для исследования свойств материалов при больших деформациях целесообразно развитие экспериментально-расчетного подхода, в значительной мере свободного от ограничений экспериментально-аналитических методов. Экспериментально-расчетный подход предполагает проведение совместного анализа результатов эксперимента и полномасштабного (в рамках механики сплошных сред) численного моделирования процессов деформирования лабораторных образцов или элементов конструкций без принятия априорных силовых и кинематических гипотез. Данный подход в сочетании с методами идентификации и оптимизации позволяет повысить точность и расширить возможности известных экспериментальных методов при испытании материалов и элементов конструкций.

В работе предлагается экспериментально-расчетная методика получения с высокой точностью истинных диаграмм деформирования и прочностных характеристик упруго-пластических материалов, основанная на идентификации результатов эксперимента с помощью численного моделирования процессов деформирования лабораторных образцов до разрушения и процессов кинетического индентирования шара в образец (проба Бринелля). Таким образом, было успешно исследовано деформирование и разрушение стержней из сталей и сплавов с различным профилем поперечного сечения (круглых, квадратных, прямоугольных, трубчатых) при растяжении, цилиндрических оболочек под действием внутреннего давления, шара при сжатии между пластинами, цилиндрического стержня при вязкопластическом растяжении в условиях сверхпластичности.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРОЦЕСС РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ $\text{Ni}_{2,16}\text{Mn}_{0,81}\text{Fe}_{0,03}\text{Ga}$

Шарипов И. З., Имашев Р. Н., Мулюков Х. Я.

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

Сплав $\text{Ni}_{2,16}\text{Mn}_{0,81}\text{Fe}_{0,03}\text{Ga}$ обладает свойством памяти формы и, кроме этого, является магнитным [1]. Это позволяет магнитометрическим способом проследить закономерности мартенситного перехода в нем. Изменение структурного состояния методом интенсивной пластической деформации приводит к изменению характера мартенситного перехода и температуры перехода [2].

Для практического использования эффекта памяти формы необходимо, чтобы материал мог испытывать многократные циклы аустенитно-мартенситного перехода. Однако образцы данного сплава в крупнозернистом состоянии, к сожалению, хрупкие и ломаются после нескольких циклов фазового перехода. Причиной такой крайней хрупкости является, по-видимому, различие в параметрах кристаллических решеток аустенитной и мартенситной фаз.

При охлаждении происходит перестройка аустенитной кристаллической решетки в мартенситную. Формируются мартенситные зерна вытянутой игольчатой формы. Из-за различия параметров решеток на границе раздела фаз возникают большие упругие напряжения. Чем больше вырастает зерно мартенсита, тем большие напряжения накапливаются на границе с аустенитом. Как показывают микроскопические исследования, как правило, именно на границах фаз возникают первые трещины. Эти дефекты развиваются при последующих циклах аустенитно-мартенситного перехода и, в результате, приводят к разрушению образца.

Ситуация изменяется при измельчении размеров зерен. После обработки образца методом прокатки или интенсивной пластической деформации он становится гибким и пластичным. По-видимому, в этом случае размеры аустенитных и мартенситных зерен при фазовом переходе ограничиваются размерами зерен в исходном состоянии. Если размеры зерен достаточно малы, то несоответствие кристаллических решеток двух фаз на границе раздела оказывается небольшим и не приводит к значительным упругим напряжениям. В результате образец обладает хорошей пластичностью, позволяющей изгибать образец и испытывать многократные циклы фазового перехода без разрушения.

Недостатком такого метода обработки материала является уменьшение величины эффекта памяти формы. Но подбирая режим обработки материала, можно, по-видимому, получить оптимальное сочетание свойств пластичности при сохранении эффекта памяти формы.

1. А.Н. Васильев, В.Д. Бучельников и др. УФН, 2003, т. 173, №6, с. 577-608.
2. Р.Н. Имашев, Х.Я. Мулюков, и др. ДАН, 2005, т. 400, №3, с. 333-337.

ВЛИЯНИЕ ДОЗЫ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПЕРЕД НАНЕСЕНИЕМ УГЛЕРОДНОГО ПОКРЫТИЯ

Гончаров И. Ю., Дручинина О. А., Ковалева М. Г., Колпаков А. Я.,
Маслов А. И.

Белгородский государственный университет, Белгород
Kovaleva@bsu.edu.ru

Углеродные покрытия, формируемые в результате конденсации ускоренных частиц углерода на холодной подложке, обладают высокой твердостью и низким коэффициентом трения. Особенность этих покрытий – аномально-высокие внутренние напряжения, которые при достижении определенной толщины покрытия приводят к его отслаиванию [1]. Модифицирование поверхности материалов ионным облучением перед нанесением углеродного покрытия приводит к улучшению его адгезионной прочности [2].

Проведено комплексное исследование результатов воздействия облучения ионами титана и алюминия на поверхность образцов из стали 12Х18Н10Т с энергией 500, 1000, 1300 эВ и с дозами в диапазоне $2,34 \div 7,02 \cdot 10^{18}$ Дж/см².

Анализ шероховатости поверхности стали до и после ионной бомбардировки проводили с использованием сканирующего зондового микроскопа “SMENA-A”. Исследование глубины залегания имплантированных атомов проводилось с использованием Оже - спектрометра PHI-660 компании Perkin Elmer. Компьютерным моделированием в среде программы TRIM исследован дефектный слой на поверхности стали 12Х18Н10Т и зависимость величины коэффициента травления и профилей залегания ионов алюминия и титана для подложки из стали 12Х18Н10Т от энергии ионов. Проведены трибологические испытания углеродного покрытия.

В результате проведенных исследований получена экспериментальная нелинейная зависимость величины коэффициента травления стали 12Х18Н10Т от ускоряющего потенциала и дозы ионного облучения.

Установлено, что глубина залегания имплантированных атомов титана и алюминия составляет примерно 2000 Å. Это свидетельствует о том, что радиационно-стимулированная диффузия имплантированных атомов позволяет достичь больших глубин залегания внедренных атомов, чем термически стимулированная диффузия.

Получена зависимость износостойкости углеродного покрытия от величины ускоряющего потенциала на подложке и от дозы ионного облучения. Установлено, что зависимость может иметь практически линейный характер, а также явно выраженные максимумы, что может быть связано с различной интенсивностью генерации радиационных дефектов в поверхностном слое, а также с изменением степени шероховатости поверхности.

Установлено, что нижний предел дозы ионного облучения определяется требованием получения достаточной адгезионной прочности покрытия и его износостойкостью. Верхний предел ограничен разупрочнением поверхности в результате избыточного дефектообразования и ухудшением качества поверхности (степени шероховатости).

1. Y. Lifshitz, Diamond-like carbon – present status // Diamond and Related materials, 8 (1998) 1659-1676.
2. D.M. Mattox, Surface cleaning in thin film adhesion. // Thin solid Films, 53 (1978) P. 81.

ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Акчурин М. Ш.	66	Воронова Л. М.	78, 79
Алдохин Д. В.	16	Вьюненко Ю. Н.	74
Алешин Д. Н.	20		
Андреев В. А.	134	Гаврилюк В. Г.	18
Аникин А. В.	125	Гайнутдинов Р. В.	66
Анисимов А. В.	115	Гильмутдинов Ф. З.	136
Антонова О. В.	140	Гладковский С. В.	48
Аргунова Т. С.	133	Глезер А. М.	16, 20, 51
Арутюнян Р. А.	9	Головин Ю. И.	52-55
Атрошенко С. А.	88, 89	Голосиенко С. А.	152
Аэро Э. Л.	112	Голубенко А. А.	42
		Гольцев В. Ю.	70
Баженов В. Г.	156	Гончаров И. Ю.	158
Байкова Л. Г.	7	Гончарова И. В.	43
Баранников В. А.	121, 122	Горнакова А. С.	34
Баранникова С. А.	73	Горшкова И. А.	8
Барахтин Б. К.	115, 116	Грабко Д. З.	69
Баретцки Б.	33	Гречихин Л. И.	147
Баскаков А. А.	109	Грешнов В. М.	11
Бахарева В. Е.	115	Григорьева Н. А.	44
Башкарев А. Я.	153	Гриднева И. В.	42
Башмаков В. И.	49, 50	Громов В. Е.	20-23, 25, 29
Баяндин Ю. В.	131	Громова А. В.	24, 26, 27
Бенгус В. З.	53, 56	Гуткин М. Ю.	133
Бергстен К.-Й.	33		
Бетехтин В. И.	5, 49, 50	Даль Ю. М.	49, 50
Богданова Т. П.	48	Дегтярев М. В.	78, 79
Бод К. Ю.	120	Деревягина Л. С.	104
Бойцов Э. А.	52, 54	Довженко О. А.	57, 59
Бондарев А. Б.	134	Дручинина О. А.	158
Бондарева О. П.	120	Дюшекеев К. Д.	119
Боровков А. И.	47		
Босин М. Е.	14, 15	Егоров Е. А.	8
Бритвин А. А.	124	Емалетдинов А. К.	30
Будовских Е. А.	21	Ермолаев Г. Н.	149
Булыгин А. Н.	112	Есипов А. В.	45
Бунин И. Ж.	81	Ефимов О. Ю.	118
Бутягин А. А.	38-40		
		Жевненко С. Н.	107
Ваганов Д. В.	107	Желтов М. А.	92-96
Валиев Р. З.	56, 74, 89	Жиженков В. В.	8
Варгасов Н. Р.	116	Житару Р. П.	72
Варенников И. В.	113	Жульев С. И.	120
Васильев Д. В.	136		
Веттегрень В. И.	12	Зайченко С. Г.	51
Викарчук А. А.	57, 59, 61, 62	Зезиков М. В.	118
Волков А. Ю.	140	Знобищева Д. В.	39
Волкова Г. К.	135	Золотов А. Е.	92, 93, 96
Волкова Л. Ю.	97	Зуев Л. Б.	73
Воробьев С. В.	28		

Ивакин М. П.	26
Иванов А. М.	151
Иванов Ю. Ф.	22-28
Иванченко Л. Г.	144
Ивахин М. П.	24
Иволгин В. И.	53, 55
Иконникова К. В.	82
Иконникова Л. Ф.	82
Имашев Р. Н.	157
Исаенкова М. Г.	70, 71
Йокота М.	33
Кадомцев А. Г.	5
Казаков А. А.	94
Казанникова Т. П.	7
Каминский А. А.	66
Капустин А. Н.	41
Караман И.	16
Каратеев В. К.	21
Кардашев Б. К.	77
Карькина Л. Е.	66, 68
Касаткина С. Н.	121, 122
Киреева И. В.	16, 84, 101
Киреева И. В.	84
Киреенко М. Ф.	7
Кириченко Г. И.	144
Клубович В. В.	150
Клявин О. В.	47
Клявин О. И.	47
Ковалев А. Т.	81
Ковалева М. Г.	158
Ковалевская Т. А.	44
Коваленко В. В.	25, 28
Козак А. Ф.	85 - 87
Козлов Э. В.	22 –26, 28, 44, 153
Коледов В. В.	85, 86
Колпаков А.Я.	158
Кольцов Р. Ю.	92-96
Конева Н. А.	153
Коновалов С. В.	20, 28
Константинова Т. Е.	135
Коренков В. В.	52
Корзников А. В.	126
Корзникова Г. Ф.	126
Корчмит А. В.	110
Коршунов Л. Г.	130
Костин В. И.	62
Костюк Д. А.	85-87
Красильников В. В.	80, 129
Кремнев Л. С.	138
Криштал М. М.	35

Круглова А. А.	152
Крыленко А. В.	99, 100
Кузавко Ю. А.	85-87
Кукса М. П.	16
Кулик В. Б.	12
Кульков В. Г.	102, 103
Куприн В. В.	46
Курасова О. Е.	45
Лебедева Н. В.	113, 116
Лебедкин М. А.	92 , 93
Литвинов М. Ю.	124
Литвинов Ю. М.	124, 125
Лоладзе Л. В.	135
Лубенец С. В.	111
Лукин Е. С.	151
Ляшенко Л. В.	136
Мазилкин А. А.	33, 34, 154
Макаров А. В.	130
Малыгина И. Ю.	130
Малых Н. В.	134
Мартусевич Е. В.	21
Мартынов И. С.	129
Маслов А.И.	158
Махнева Т. М.	97
Мелехов С. А.	52
Мерсон Д. Л.	63
Мильман Ю. В.	13, 42, 43, 45
Минакова Т. С.	82
Миронов С. Ю.	154
Мирхайдарова А. И.	104
Михайлов М. С.	152
Михлик Д. В.	92, 93, 96
Молотова К. Е.	28
Моргунов Р. Б.	109
Морозов М. М.	22, 23
Мохов Е. Н.	133
Мулюков Х. Я.	157
Муравьев В. И.	105
Мышляев М. М.	154, 155
Мышляева М. М.	154, 155
Мясникова М. В.	145
Назаров Ю. Ф.	125
Наймарк О. Б.	98, 107
Наумова Н. А.	88
Надик В. Д.	111, 144
Немцев А. Н.	80
Нестерова Е. В.	152
Никифоренко В. Н.	14, 15
Никифоров А. В.	47

Николаева Е. А.	121, 122	Семашко Н. А.	105
Николаюк Л. Н.	87	Семичева Т. Г.	152
Никонова И. В.	44	Синани А. Б.	7
Новиков С. А.	88	Сирота В. В.	129
Овсянников А. В.	83, 84	Скворцов В. В.	95, 96
Орешкин Д. В.	132	Слипенюк А. Н.	45, 46
Осетров С. Л.	156	Слободской М.И.	90
Осташев В. В.	64	Слуцкер А. И.	3
Палистрант Н. А.	117	Смирнов С. Н.	56
Пальмов В. А.	47	Смирнов Б. И.	77
Панин В. Е.	104	Смирнов В. Н.	136
Панова Г. А.	113	Смирнов С. В.	145
Панченко Е. Ю.	83, 84	Снарский А. С.	100
Паршуков Л. И.	136	Сокоиков М. А.	32
Пацелов А. М.	140	Солдатов В. П.	144
Перепелкин И. Н.	129	Соловьёва Ю. В.	76
Перлович Ю. А.	70, 71	Солодова И. Л.	130
Пермякова И. Е.	41	Соснин О. В.	26
Перов Н. С.	51	Сталевич А. М.	146
Перфилов В. А.	132	Старенченко В. А.	76
Песчанская Н. Н.	6	Старенченко С. В.	76
Петрунин В. А.	29	Стеценко Ю. Е.	111
Пилипенко А. П.	106	Столяров В. В.	56, 74
Пискаленко В. В.	23, 27	Столяров О. Н.	146
Плехов О. А.	98, 107	Столярчук А. С.	137
Плужникова Т. Н.	37	Страумал Б. Б.	33, 34
Поверинова Г. В.	52	Стрелкова И. Л.	104
Подольский А. В.	56	Сучкова Е. Ю.	24
Попов Л.Е.	90	Счастливец В. М.	66
Попов П. В.	132	Табачникова Е. Д.	53, 56
Потапов С. В.	52, 53	Такайчи К.	66
Прозорова Э. В.	142	Талалова Е. В.	61, 62
Пронина Ю. Г.	127	Твердохлебова А. В.	83
Пугачева Н. Б.	145	Тихонова Л. В.	7
Пустовалов В. В.	123	Ткачев С. П.	31
Пух В. П.	7	Томилин Н. Г.	9
Рахвалов В. А.	72, 117	Трапезников В. А.	126
Родин А. О.	34	Трофимов В. В.	153
Рубаник В. В.	150	Тюрин А. И.	52 -54
Рубаник В. В. мл.	150	Тялин Ю. И.	37-40
Ружицкий В. В.	129	Тялина В. А.	38 -40
Ручко В. Н.	143	Уваров С. В.	98, 107
Рыбин В. В.	115, 116	Уеда К.	66
Рюмшина Т. А.	135	Урцев В. Н.	66
Сабиров И.	74	Ушаков И. В.	41
Савицкий А. В.	8	Федоров В. А.	37-41
Савотченко С. Е.	80, 129	Федоровский Г. Д.	141
Саркисов Ю. С.	82	Физулаков Р. А.	105
		Филатов А. М.	35

Фоменко В. С.	123
Фоменко Л. С.	111
Фризель М.	33
Харя Е. Е.	69
Хлебников В. В.	52, 54
Хлебникова Ю. В.	66
Хоник В. А.	53
Хусаинов М.А.	134
Целлермаер В. Я.	29
Чантурия В. А.	81
Чаусов Н. Г.	106
Чашухина Т. И.	78, 79
Чемеркина М. В.	37, 38
Чернявский В. Ф.	100
Черняева Е. В.	63
Чертов В. М.	19
Чиванов А. В.	37
Чикова Т.	49, 50
Чинокалов В. Я.	27, 118
Чугунова С. И.	42 , 43
Чумляков Ю. И.	16, 83, 84, 101
Чусов С. А.	83
Чымырбаев А. Б	119
Шабанова И. Н.	126
Шавров В. Г.	85, 86

Шарипов И. З.	157
Шашурин Г. В.	113
Шевченко Д. В.	47
Шевченко О. Д.	64
Шейнерман А. Г.	133
Шибков А. А.	91-96
Ширакава А.	66
Шпейзман В. В.	6
Штер Ю. В.	89
Шуклинов А. В.	92-96
Юнак М. А.	52
Юрьев А. Б.	22, 23, 27 118
Яги Х.	66
Яковенкова Л. И.	68
Яковлева И. Л.	66
Янагитани Т.	66
Ясников И. С.	35, 57, 59, 61-63
Яссер ЭльГенди	129

de Arellano-Lopez A. R.	77
Martinez-Fernandez J.	77
Palin-Luc T. Thierry	98
Pippan R.	74
Saintier N.	98
Varela-Feria F. M.	77

СОДЕРЖАНИЕ

Слуцкер А. И. (Санкт-Петербург) ФОРМУЛА ЖУРКОВА.	3-4
Бетехтин В. И., Кадомцев А. Г. (Санкт-Петербург) ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСКОПИЧЕСКИХ ТРЕЩИН И ПОР В НАГРУЖЕННЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ.	5
Песчанская Н. Н., Шпейзман В. В. (Санкт-Петербург) МИКРОННЫЕ И СУБМИКРОННЫЕ СКАЧКИ ДЕФОРМАЦИИ В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ.	6
Пух В. П., Байкова Л. Г., Киреенко М. Ф., Тихонова Л. В., Казанникова Т. П., Синани А. Б. (Санкт-Петербург) ПРОЧНОСТЬ НЕОРГАНИЧЕСКИХ СТЕКОЛ В СВЯЗИ С ИХ АТОМНОЙ СТРУКТУРОЙ.	7
Егоров Е. А., Жиженков В. В., Горшкова И. А., Савицкий А. В. (Санкт-Петербург) МОЛЕКУЛЯРНАЯ ДИНАМИКА И УПРОЧНЕНИЕ ТЕРМОТРОПНЫХ ЖИДКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОЛИМЕРОВ.	8
Томилини Н. Г. (Санкт-Петербург) КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ ОЧАГА РАЗРУШЕНИЯ В ГОРНЫХ ПОРОДАХ.	9
Арутюнян Р. А. (Санкт-Петербург) ПРИЛОЖЕНИЕ МЕТОДОВ ТЕОРИИ НАДЕЖНОСТИ К ПРОБЛЕМЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ.	9-10
Грешнов В. М. (Уфа) ФИЗИКО-ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ВЯЗКОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛОВ В ПРОЦЕССАХ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ.	11
Кулик В. Б., Веттегрень В. И. (Санкт-Петербург) ПРОЯВЛЕНИЕ СТАТИСТИКИ АТОМНЫХ КОЛЕБАНИЙ В РАЗРУШЕНИИ.	12
Мильман Ю. В. (Киев/Украина) ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И НЕКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.	13
Никифорова В. Н., Босин М. Е. (Харьков/Украина) ПРЕОДОЛЕНИЕ КУЛОНОВСКОГО БАРЬЕРА ВОЛНАМИ ЗАРЯДОВОЙ ПЛОТНОСТИ В СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ 19 В УСЛОВИЯХ ПРИЗМАТИЧЕСКОГО СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ 4,2 К.	14
Никифорова В. Н., Босин М. Е. (Харьков/Украина) ТРАНСФОРМАЦИЯ СВЕРХВЫСОКИХ ЭНЕРГИЙ ПРИ КРИОГЕННОЙ ЭЛЕКТРОТОКОВОЙ ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ.	15
Глезер А. М., Алдохин Д. В. (Москва) СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДЕВИТРИФИКАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ.	16
Киреева И. В., Чумляков Ю. И., Кукса М. П., Караман И. (Томск) ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$.	16-17
Гаврилюк В. Г. (Киев/Украина) УГЛЕРОД, АЗОТ И ВОДОРОД В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА: ПОДОБИЕ И РАЗЛИЧИЕ ВО ВЛИЯНИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА.	18

Чертов В. М. (Москва) О РАЗРУШЕНИИ СТАЛЬНЫХ ИЗДЕЛИЙ ПРИ ЗАКАЛКЕ.	19
Алешин Д. Н., Глезер А. М., Коновалов С. В., Громов В. Е. (Новокузнецк, Москва) АНАЛИЗ ВЛИЯНИЯ РАЗЛИЧНОГО СОДЕРЖАНИЯ Si В СПЛАВАХ Fe-Si НА ТЕМПЕРАТУРУ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА.	20
Каратеев В. К., Мартусевич Е. В., Будовских Е. А. Громов В. Е. (Новокузнецк) КИНЕТИКА НАУГЛЕРОЖИВАНИЯ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ СПОСОБОМ.	21
Юрьев А. Б., Иванов Ю. Ф., Козлов Э. В., Морозов, М. М. Громов В. Е. (Новокуз- нецк, Томск) РОЛЬ ПЕРЫВИСТОЙ ЗАКАЛКИ В РЕГУЛИРОВАНИИ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУК- ТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ.	22
Юрьев А. Б., Морозов М. М., Иванов Ю. Ф., Громов В. Е., Козлов Э. В., Пискаленко В. В. (Новокузнецк, Томск) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЙ АНАЛИЗ ТЕРМОУПРОЧНЕННОЙ АРМАТУРЫ.	23
Иванов Ю. Ф., Ивахин М. П., Громова А. В., Сучкова Е. Ю., Козлов Э. В. (Новокуз- нецк, Томск) УПРАВЛЕНИЕ ЭВОЛЮЦИЕЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ТОКО- ВЫМИ ИМПУЛЬСАМИ ПРИ УСТАЛОСТИ.	24
Коваленко В. В., Иванов Ю. Ф., Козлов Э. В., Громов В. Е. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В СТАЛИ У7А СИЛЬНОТОЧНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ.	25
Sosnin O. V., Ivanov Yu. F., Gromova A. V., Ivakhin M. P., Kozlov E. V. (Новокузнецк) THE ANALYSIS OF GRADIENT STRUCTURE AND PHASE EVOLUTION IN THE ZONE OF FATIGUE CRACK GROWTH OF PERLITE STEEL.	26
Иванов Ю. Ф., Громова А. В., Чинокалов В. Я., Юрьев А. Б., Пискаленко В. В. (Но- вокузнецк, Томск) ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ВОЛОЧЕ- НИЕМ.	27
Иванов Ю. Ф., Воробьев С. В., Коновалов С. В., Козлов Э. В., Коваленко В. В., Молотова К. Е. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ЗОНЫ УСТАЛОСТ- НОГО РОСТА ТРЕЩИНЫ ПРИ УСТАЛОСТИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ.	28
Петрунин В. А., Целлермаер В. Я., Громов В. Е. (Новокузнецк) ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОСТИМУ- ЛИРОВАННОЙ УСТАЛОСТИ.	29
Емалетдинов А. К. (Уфа) ПРОЦЕССЫ ТЕПЛОТЫДЕЛЕНИЯ И САМООРГАНИЗАЦИИ В КИНЕТИКЕ РАЗ- РУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ.	30-31
Ткачев С. П. (Самара) ВЛИЯНИЕ СМЕШАННЫХ ЗОН НА РАЗВИТИЕ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ СТАЛЕЙ.	31
Соковиков М. А. (Пермь) ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЛН ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ВЫСОКИХ СКО- РОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ КАК РЕЗУЛЬТАТА КИНЕТИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДОВ В АНСАМБЛЯХ МИКРОСДВИГОВ.	32

Страумал Б. Б., Фризель М., Йокота М., Бергстен К.-Й., Мазилкин А. А., Баретцки Б. (Черноголовка, Гетеборг/Швеция, Штуттгарт/Германия) РАЗРАБОТКА МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ РЕСТАВРАЦИИ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИСТОРИЧЕСКИХ ОРГАНОВ	33
Страумал Б. Б., Мазилкин А. А., Горнакова А. С., Родин А. О. (Черноголовка, Москва) ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ «СМАЧИВАНИЯ» ВТОРОЙ ТВЕРДОЙ ФАЗОЙ В СИСТЕМАХ Fe–C И Zn–Al	34
Криштал М. М., Филатов А. М., Ясников И. С. (Тольятти) ВЛИЯНИЕ НАВОДОРАЖИВАНИЯ ПРИ ГАЛЬВАНИЧЕСКОМ ЦИНКОВАНИИ СТАЛИ 70 НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ОСНОВЫ И ПОКРЫТИЯ.	35-36
Федоров В. А., Тялин Ю. И., Плужникова Т. Н., Чиванов А. В., Чемеркина М. В. (Тамбов) МЕХАНИЗМ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ТРЕЩИН В ЦГК.	37
Тялин Ю. И., Тялина В. А., Федоров В. А., Чемеркина М. В., Бутягин А. А. (Тамбов) ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА ЗАЛЕЧЕННЫХ ТРЕЩИН.	38
Тялин Ю. И., Тялина В. А., Федоров В. А., Бутягин А. А., Знобищева Д. В. (Тамбов) ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В ВЕРШИНЕ ОСТАНОВИВШЕЙСЯ ТРЕЩИНЫ.	39
Тялин Ю. И., Тялина В. А., Федоров В. А., Бутягин А. А. (Тамбов) ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ С ЗАРЯЖЕННЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ.	40-41
Федоров В. А., Пермязова И. Е., Ушаков И. В., Капустин А. Н. (Тамбов) ЭВОЛЮЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И ХАРАКТЕР КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Co_{75,4}Fe_{3,5}Cr_{3,3}Si_{17,8}$.	41
Голубенко А. А., Гриднева И. В., Чугунова С. И., Мильман Ю. В. (Киев/Украина) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ.	42
Гончарова И. В., Чугунова С. И., Мильман Ю. В. (Киев/Украина) ХАРАКТЕРИСТИКА ПЛАСТИЧНОСТИ, ОПРЕДЕЛЕННАЯ МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ, ДЛЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ, АМОРФНЫХ И КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В ШИРОКОМ ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР.	43-44
Григорьева Н. А., Ковалевская Т. А., Никонова И. В., Козлов Э. В. (Томск) ВЛИЯНИЕ СТАТИЧЕСКИХ И ДИНАМИЧЕСКИХ НАГРУЗОК НА ДЕФЕКТНУЮ СТРУКТУРУ СПЛАВА Al–Zn–Mg.	44
Слипенюк А. Н., Мильман Ю. В., Есипов А. В., Курасова О. Е. (Киев/Украина) ГОМОГЕННАЯ И ГЕТЕРОГЕННАЯ ДЕФОРМАЦИЯ В АМОРФНОМ, АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СПЛАВАХ.	45
Слипенюк А. Н., Куприн В. В. (Киев/Украина) МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ.	46
Боровков А. И., Клявин О. И., Клявин О. В., Никифоров А. В., Пальмов В. А., Шевченко Д. В. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРОВ И ВЕЛИЧИНЫ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ МАТРИЦЫ И АРМИРУЮЩЕГО СЛОЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МОДЕЛЬНЫХ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА LiF–LiF: Mg^{2+} .	47
Гладковский С. В., Богданова Т. П. (Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ КОНСТРУКЦИОННОЙ ПРОЧНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ.	48

Башмаков В. И., Бетехтин В. И., Даль Ю. М., Чикова Т. С. (Мозырь/Беларусь, Санкт-Петербург) ДВОЙНИКОВАНИЕ, СОПРОВОЖДАЮЩЕЕ РАЗРУШЕНИЕ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ МЕТОДОМ ЦАРАПАНИЯ.	49
Башмаков В. И., Бетехтин В. И., Даль Ю. М., Чикова Т. С. (Мозырь/Беларусь, Санкт-Петербург) КИНЕТИЧЕСКИЕ ЯВЛЕНИЯ ПРИ ДВОЙНИКОВАНИИ И РАЗРУШЕНИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕЛ.	50
Зайченко С. Г., Перов Н. С., Глезер А. М. (Москва) ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ СОПОСТАВЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ В СВЕЖЕЗАКАЛЕННОМ И ОХРУПЧЕННОМ СОСТОЯНИЯХ.	51
Головин Ю. И., Тюрин А. И., Коренков В. В., Бойцов Э. А., Хлебников В. В., Потапов С. В., Поверинова Г. В., Юнак М. А., Мелехов С. А. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ ГЛУБИНЫ ОТПЕЧАТКА, СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ НА ПЛАСТИЧЕСКИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ ТЕЛ ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ.	52
Головин Ю. И., Иволгин В. И., Тюрин А. И., Потапов С. В., Бенгус В. З., Табачникова Е. Д., Хоник В. А. (Тамбов, Киев/Украина, Воронеж) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ВЕЛИЧИНЫ ПРИЛОЖЕННОЙ СИЛЫ НА СООТНОШЕНИЕ МОНОТОННОЙ И СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ В МИКРО- И СУБМИКРООБЪЕМАХ.	53
Головин Ю. И., Тюрин А. И., Бойцов Э. А., Хлебников В. В. (Тамбов) КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ ОТПЕЧАТКА И МИКРОМЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ СТУПЕНЧАТО-НАРАСТАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ.	54
Головин Ю. И., Иволгин В. И. (Тамбов) ЛОКАЛИЗАЦИЯ ЗОНЫ ФОРМИРОВАНИЯ НЕУСТОЙЧИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНО- И МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ СПЛАВА Al-2,7%Mg.	55
Бенгус В. З., Смирнов С. Н., Табачникова Е. Д., Подольский А. В., Столяров В. В., Валиев Р. З. (Харьков/Украина, Уфа) ПОВЫШЕННАЯ ПРЕДЕЛЬНАЯ ПЛАСТИЧНОСТЬ ДО РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300 – 4,2 К.	56
Yasnikov I. S., Dovzhenko O. A., Vikarchuk A. A. (Тольятти) GROWTH SHAPES OF COPPER ELECTROLYTIC CRYSTALS WITH PENTAGONAL SYMMETRY.	57-58
Ясников И. С., Довженко О. А., Викарчук А. А. (Тольятти) ФОРМИРОВАНИЕ ПОЛОСТИ В ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НИТЕВИДНЫХ МИКРОКРИСТАЛЛАХ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ.	59-60
Ясников И. С., Талалова Е. В., Викарчук А. А. (Тольятти) МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ НИТЕВИДНЫХ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ НАНОКРИСТАЛЛОВ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ.	61
Ясников И. С., Костин В. И., Талалова Е. В., Викарчук А. А. (Тольятти) ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЗМОВ ТЕПЛООБМЕНА НА ФОРМИРОВАНИЕ ГАБИТУСА ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ МАЛЫХ ЧАСТИЦ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ.	62-63

Черняева Е. В., Ясников И. С., Мерсон Д. Л. (Тольятти, Санкт-Петербург) ИССЛЕДОВАНИЕ СВЯЗИ ЯВЛЕНИЯ НЕОБРАТИМОЙ ОТПУСКНОЙ ХРУПКОСТИ С НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ	63-64
Осташев В. В., Шевченко О. Д. (Псков) ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ИНФОРМАЦИОННОЙ МОДЕЛИ МИКРОПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ НА МЕЗОУРОВНЕ.	64-65
Каминский А. А., Акчурин М. Ш., Гайнутдинов Р. В., Такайчи К., Ширакава А., Яги Х., Янагитани Т., Уеда К. (Москва, Токио/ Япония) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЛАЗЕРНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ АЛЮМОИТТРИЕВОГО ГРАНАТА И ОКИСИ ИТТРИЯ.	66
Карькина Л. Е., Яковлева И. Л., Хлебникова Ю. В., Счастливцев В. М., Урцев В. Н. (Екатеринбург, Магнитогорск) ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК РАЗРУШЕНИЯ И ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	66-67
Яковенкова Л. И., Карькина Л. Е. (Екатеринбург) ПРИРОДА ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО Ti_3Al . РЕЗУЛЬТАТЫ МД МОДЕЛИРОВАНИЯ.	68
Грабко Д. З., Харя Е. Е. (Кишинев, Молдова) МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СУБМИКРОННЫХ ПЛЕНОК $SnO_2-In_2O_3$ НА ПОДЛОЖКЕ n-Si.	69
Перлович Ю. А., Исаенкова М. Г., Гольцев В. Ю. (Москва) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЛОКАЛЬНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВБЛИЗИ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПРОКАТАННЫХ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ.	70
Перлович Ю. А., Исаенкова М. Г. (Москва) ОСОБЕННОСТИ ВЫДЕЛЕНИЯ ГИДРИДНОЙ ФАЗЫ В ЗОНЕ РАЗРУШЕНИЯ КАНАЛЬНЫХ ТРУБ ИЗ СПЛАВА $Zr-2.5\%Nb$ И МЕХАНИЗМЫ ЗАМЕДЛЕННОГО ГИДРИДНОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ.	71
Рахвалов В. А., Житару Р. П. (Кишинев/Молдова) ОСОБЕННОСТИ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ЭФФЕКТОВ В МОНОКРИСТАЛЛАХ MgO , ПОДВЕРГНУТЫХ РАЗЛИЧНОГО ВИДА И СТЕПЕНИ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	72
Баранникова С. А., Зуев Л. Б. (Томск) ЭВОЛЮЦИЯ КАРТИН ЛОКАЛИЗАЦИИ МАКРОДЕФОРМАЦИИ ПРИ ПЕРЕХОДЕ ОТ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ К РАЗРУШЕНИЮ В ГЦК, ОЦК И ГПУ МЕТАЛЛАХ.	73
Stolyarov V. V., Sabirov I., Valiev R. Z., Pippan R. (Уфа, Leoben/Austria) THE EFFECT OF THE EQUAL CHANNEL ANGULAR PRESSING ON THE FRACTURE PROPERTIES OF TITANIUM.	74
Вьюненко Ю. Н. (Санкт-Петербург) УРАВНЕНИЕ КЛАУЗИУСА–КЛАПЕЙРОНА В МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ МЕХАНИЗМА ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ ЭПФ.	74-75
Старенченко В. А., Соловьёва Ю. В., Старенченко С. В. (Томск) ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИОННОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО УПРОЧНЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$.	76
Кардашев Б. К., Смирнов Б. И., de Arellano-Lopez A. R., Martinez-Fernandez J., Varela-Feria F. M. (Санкт-Петербург, Севилья/Испания) УПРУГОСТЬ И НЕУПРУГОСТЬ УГЛЕРОДНОЙ БИОМАТРИЦЫ ЭВКАЛИПТА И БИОМОРФНОЙ КЕРАМИКИ КАРБИДА КРЕМНИЯ НА ЕЕ ОСНОВЕ.	77

Дегтярев М. В., Чашухина Т. И., Воронова Л. М. (Екатеринбург) ВЫДЕЛЕНИЕ ВКЛАДОВ РАЗЛИЧНЫХ ВИДОВ УПРОЧНЕНИЯ В ТВЕРДОСТЬ ЖЕЛЕЗА И СТАЛИ С СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ	78
Дегтярев М. В., Чашухина Т. И., Воронова Л. М. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ СТАДИЙНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ НА ПАРАМЕТРЫ УРАВНЕНИЯ ХОЛЛА–ПЕТЧА.	79
Красильников В. В., Савотченко С. Е., Немцев А. Н. (Белгород) ДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ И ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СНИЖЕНИЯ РАДИАЦИОННОГО ОХРУПЧИВАНИЯ В ОБЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛАХ.	80
Чантурия В. А., Бунин И. Ж., Ковалев А. Т. (Москва) О МЕХАНИЗМАХ ДЕЗИНТЕГРАЦИИ МИНЕРАЛЬНЫХ СРЕД ПРИ НЕТЕПЛОМ ВОЗДЕЙСТВИИ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ (РОЛЬ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ НАПРЯЖЕНИЙ).	81
Иконникова К. В., Саркисов Ю. С., Иконникова Л. Ф., Минакова Т. С. (Томск) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАБОЧИХ ХАРАКТЕРИСТИК МАТЕРИАЛА ПО КОНСТАНТАМ КИНЕТИЧЕСКОЙ ЗАВИСИМОСТИ pH СУСПЕНЗИИ.	82
Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И., Овсянников А. В., Твердохлебова А. В., Чусов С. А. (Томск) МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ Co–Ni–Al С ТЕРМОУПРУГИМИ МАРТЕНСИТНЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ.	83-84
Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И., Киреева И. В., Овсянников А. В. (Томск) ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СОСТАРЕННЫХ ПОД НАГРУЗКОЙ МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА.	84-85
Козак А. Ф., Коледов В. В., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Шавров В. Г. (Брест/Беларусь, Москва) ЧАСТОТНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ АКУСТОМАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В ФЕРРОМАГНИТНОМ СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА	85-86
Козак А. Ф., Коледов В. В., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Шавров В. Г. (Брест/Беларусь, Москва) МАГНИТОУПРАВЛЯЕМЫЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА Ni ₂ MnGa	86-87
Козак А. Ф., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Николаюк Л. Н. (Брест/Беларусь) АКУСТИЧЕСКИЙ СПЕКТРАЛЬНЫЙ АНАЛИЗ КОРРОЗИИ ФЕРРОМАГНИТНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ	87-88
Атрошенко С. А., Наумова Н. А., Новиков С. А. (Санкт-Петербург, Саров) ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ.	88
Атрошенко С. А., Штер Ю. В. (Санкт-Петербург) СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ КАЧЕСТВА ВЫСОКОХРОМИСТЫХ ИНСТРУМЕНТАЛЬНЫХ СТАЛЕЙ.	89
Валиев Р. З. (Уфа) ПРИМЕНЕНИЕ ИНТЕНСИВНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ С УНИКАЛЬНЫМИ СВОЙСТВАМИ.	89
Слободской М. И., Попов Л. Е. (Томск) ВРЕМЕНА ОЖИДАНИЯ ТЕРМИЧЕСКИХ АКТИВАЦИЙ ПРИ ВЫГИБАНИИ ДИСЛОКАЦИОННОГО СЕГМЕНТА-ИСТОЧНИКА В ПОЛЕ ДИСКРЕТНЫХ ПРЕПЯТСТВИЙ.	90

Шибков А. А. (Тамбов) ДИНАМИКА СПОНТАННОЙ ДЕЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ НЕУСТОЙЧИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ.	91
Шибков А. А., Лебедин М. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Кольцов Р. Ю., Михлик Д. В., Золотов А. Е. (Тамбов, Черногловка) ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПРИМЕСЕЙ НА СКАЧКООБРАЗНУЮ ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ СПЛАВОВ Al–Mg.	92
Шибков А. А., Лебедин М. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Кольцов Р. Ю., Михлик Д. В., Золотов А. Е. (Тамбов, Черногловка) ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ МЕТОДАМИ ДИНАМИЧЕСКОГО АНАЛИЗА.	93
Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Кольцов Р. Ю., Казаков А. А. (Тамбов) СОСТОЯНИЕ САМООРГАНИЗУЮЩЕЙСЯ КРИТИЧНОСТИ ПРИ МНОЖЕСТВЕННОМ РАЗРУШЕНИИ ЛЬДА.	94
Шибков А. А., Шуклинов А. В., Кольцов Р. Ю., Желтов М. А., Скворцов В. В. (Тамбов) ИДЕНТИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ ВО ЛЬДЕ ПО СИГНАЛАМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ЭМИССИИ.	95
Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Кольцов Р. Ю., Скворцов В. В., Михлик Д. В., Золотов А. Е. ИССЛЕДОВАНИЕ НЕУСТОЙЧИВОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ ЭМИССИИ.	96
Махнева Т. М., Волкова Л. Ю. (Ижевск, Екатеринбург) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ С ПОМОЩЬЮ ПАРАМЕТРОВ МПД.	97
Plekhov O. A, Uvarov S. V., Naimark O. B., Palin-Luc T., Saintier N. (Пермь, Talence Cedex/Франция) EXPERIMENTAL INVESTIGATION AND MODELING OF ENERGY DISSIPATION IN METALS UNDER QUASI-STATIC AND CYCLIC LOADING.	98
Крыленко А. В. (Новополоцк/ Беларусь) ОПРЕДЕЛЕНИЕ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ МАТЕРИАЛОВ НЕРАЗРУШАЮЩИМ СПОСОБОМ.	99
Чернявский В. Ф., Снарский А. С., Крыленко А. В. (Новополоцк/ Беларусь) ОПРЕДЕЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА НЕРАЗРУШАЮЩИМ СПОСОБОМ.	100
Киреева И. В., Чумляков Ю. И. (Томск) ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ γ - ϵ - α' МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С НИЗКОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ.	101
Кульков В. Г. (Волжский) МЕЖКРИСТАЛЛИТНОЕ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕ ПО ГРАНИЦЕ, СОПРЯГАЮЩЕЙ ПЛОТНОУПАКОВАННУЮ И АТОМНО РЫХЛУЮ ПОВЕРХНОСТИ.	102
Кульков В. Г. (Волжский) РЕЛАКСАЦИОННЫЙ ПИК ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ, ОБУСЛОВЛЕННЫЙ ПРОСКАЛЬЗЫВАНИЕМ ПО ПРИМЕСНЫМ ФАСЕТИРОВАННЫМ ГРАНИЦАМ ЗЕРЕН.	103

Деревягина Л. С., Панин В. Е., Стрелкова И. Л., Мирхайдарова А. И. (Томск) ЭВОЛЮЦИЯ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ И СТРУКТУРНЫЕ МИКРОМЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ В ШЕЙКЕ ПЛОСКОГО ОБРАЗЦА.	104
Семашко Н. А., Муравьев В. И., Физулаков Р. А. (Комсомольск-на-Амуре) АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЙ ПРАКТИКЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ.	105
Чаусов Н. Г., Пилипенко А. П. (Киев/Украина) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМА НАГРУЖЕНИЯ НА КИНЕТИКУ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ ПОЛНЫХ ДИАГРАММ.	106
Плехов О. А., Уваров С. В., Наймарк О. Б. (Пермь) НЕЛИНЕЙНАЯ ДИНАМИКА ЭВОЛЮЦИИ ДЕФЕКТОВ И НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ВОЛН РАЗРУШЕНИЯ.	107
Ваганов Д. В., Жевненко С. Н. (Москва) КОГЕЗИВНАЯ ПРОЧНОСТЬ МЕДИ И ПОВЕРХНОСТНОЕ НАТЯЖЕНИЕ.	107-108
Моргунов Р. Б. (Черноголовка) ДЕФЕКТЫ СТРУКТУРЫ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ МОТТА-АНДЕРСОНА В МОЛЕКУЛЯРНЫХ МЕТАЛЛАХ.	109
Баскаков А. А. (Черноголовка) РЕЖИМЫ ГЕНЕРАЦИИ И СПИНОВОЕ СОСТОЯНИЕ КЛАСТЕРОВ E_d , ОТВЕТСТВЕННЫХ ЗА МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В КРИСТАЛЛАХ NaCl.	109-110
Корчмит А. В. (Томск) ВЛИЯНИЕ НЕКОТОРЫХ ПАРАМЕТРОВ ЛИТЬЯ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ЦЕНТРОБЕЖНЫХ ОТЛИВОК ИЗ СВИНЦОВООЛОВЯНИСТОЙ БРОНЗЫ.	110-111
Лубенец С. В., Фоменко Л. С., Нацик В. Д., Степенко Ю. Е. (Харьков/ Украина) МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЧИСТОГО И ИНТЕРКАЛИРОВАННОГО ФУЛЛЕРИТА C_{60} .	111-112
Аэро Э. Л., Булыгин А. Н. (Санкт-Петербург) СИЛЬНО НЕЛИНЕЙНАЯ ТЕОРИЯ ФРАГМЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ КАК ПРЕДВЕСТНИКА РАЗРУШЕНИЯ.	112
Шашурин Г. В., Варенников И. В. (Москва) КИНЕТИКА КОРОТКИХ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН ПРИ СЛОЖНОМ РЕЖИМЕ НАГРУЖЕНИЯ.	113
Лебедева Н. В., Панова Г. А. (Санкт-Петербург) СТРУКТУРНОЕ ОБОСНОВАНИЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ СТАЛЕЙ 4Х2Н5М2АФ2 ДЛЯ МАТРИЦ ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ.	113-114
Анисимов А. В., Барахтин Б. К., Бахарева В. Е., Рыбин В. В. (Санкт-Петербург) РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПЫТАНИЙ ТРИБОПАР «АРМИРОВАННЫЙ УГЛЕПЛАСТИК – МЕТАЛЛ».	115
Барахтин Б. К., Варгасов Н. Р., Лебедева Н. В., Рыбин В. В. (Санкт-Петербург, Северодвинск) НЕМОНОТОННОЕ ИЗМЕНЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ СЖАТИЕМ.	116
Палистрант Н. А., Рахвалов В. А. (Кишинев/Молдова) ВЛИЯНИЕ ВНУТРЕННИХ И ВНЕШНИХ ФАКТОРОВ НА ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА НОВЫХ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ АМИНОСТИРОЛА.	117

Юрьев А. Б., Чинокалов В. Я., Зезиков М. В, Ефимов О. Ю. (Новокузнецк) ВЫСОКОПРОЧНАЯ АРМАТУРА МАЛЫХ ДИАМЕТРОВ.	118
Дюшекеев К. Д., Чымырбаев А. Б (Нарын/Киргизия) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РЕАКТИВНЫХ МОМЕНТОВ КРИВОГО БРУСА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ.	119
Жульев С. И., Бондарева О. П., Бод К. Ю. (Волгоград) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ЗАТВОРОВ ЗДАНИЯ ВОЛЖСКОЙ ГЭС.	120
Баранников В. А., Николаева Е. А., Касаткина С. Н. (Пермь) ПРИМЕНЕНИЕ ДАТЧИКОВ МАССОВОЙ СКОРОСТИ И ПЕРЕМЕЩЕНИЙ НА РАЗРЕЗНОМ СТЕРЖНЕ ГОПКИНСОНА-КОЛЬСКОГО.	121
Баранников В. А., Николаева Е. А., Касаткина С. Н. (Пермь) ИДЕНТИФИКАЦИЯ $a - e$ ПЕРЕХОДА В ЖЕЛЕЗЕ ПО ИЗМЕНЕНИЮ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ.	122
Пустовалов В. В., Фоменко В. С. (Харьков/ Украина) ВЛИЯНИЕ СВЕРХПРОВОДЯЩЕГО ПЕРЕХОДА НА МАКРОСКОПИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЛАСТИЧНОСТИ: ФУНДАМЕНТАЛЬНЫЕ И ПРИКЛАДНЫЕ АСПЕКТЫ.	123
Бритвин А. А., Литвинов М. Ю., Литвинов Ю. М. (Зеленоград) ХРУПКОЕ РАЗРУШЕНИЕ И ПОВЕРХНОСТНЫЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ, ВОЗНИКАЮЩИЕ В ПЛАСТИНАХ КРЕМНИЯ И ДРУГИХ ТВЕРДЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИХ МНОГОПРОВОЛОЧНОЙ РЕЗКЕ И ШЛИФОВАНИИ СВОБОДНЫМ АБРАЗИВОМ.	124
Аникин А. В., Литвинов Ю. М., Назаров Ю. Ф. (Зеленоград) ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ ПРИ ИХ МНОГОПРОВОЛОЧНОЙ РЕЗКЕ И ШЛИФОВАНИИ СВОБОДНЫМ АБРАЗИВОМ.	125
Шабанова И. Н., Трапезников В. А. (Ижевск) РАЗВИТИЕ НОВОГО МЕТОДА ПО ОЦЕНКЕ ИЗМЕНЕНИЯ МЕЖАТОМНЫХ СИЛ СВЯЗИ.	126
Корзникова Г. Ф., Корзников А. В. (Уфа) ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ СДВИГОМ ПОД КВАЗИГИДРОСТАТИЧЕСКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ, МАГНИТНЫЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАГНИТОТВЕРДЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Fe–Cr–Co.	126-127
Пронина Ю. Г. (Санкт-Петербург) ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ПОЛОГО ЦИЛИНДРА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПРОДОЛЬНОЙ СИЛЫ И ДАВЛЕНИЯ В АГРЕССИВНЫХ СРЕДАХ.	127-128
Мартынов И. С., Красильников В. В., Перепелкин И. Н., Ружицкий В. В., Савотченко С. Е., Сирота В. В., Яссер ЭльГенди (Белгород, Харьков/Украина) КИНЕТИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ ПЛАСТИЧНОСТИ, СТРУКТУРНЫХ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ИОННОЙ БОМБАРДИРОВКЕ В ИОННО-ИМПЛАНТИРОВАННЫХ ВЫСОКОЧИСТЫХ ТОНКИХ ПЛЕНКАХ МЕТАЛЛОВ.	129
Макаров А. В., Коршунов Л. Г., Солодова И. Л., Малыгина И. Ю. (Екатеринбург) ТЕПЛОСТОЙКОСТЬ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЗАКАЛЕННЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, УПРОЧНЕННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ.	130-131

Баяндин Ю. В. (Пермь) РЕЛАКСАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛОВ, ИНДУЦИРОВАННЫЕ ДЕФЕКТАМИ, ПРИ ДИНАМИЧЕСКИХ И УДАРНО-ВОЛНОВЫХ НАГРУЗКАХ.	131
Орешкин Д. В., Перфилов В. А., Попов П. В. (Волгоград) КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ БЕТОНОВ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ	132
Гуткин М. Ю., Шейнерман А. Г., Аргунова Т. С., Мохов Е. Н. (Санкт-Петербург) МИКРОМЕХАНИКА НАКОПЛЕНИЯ ПОВРЕЖДЕНИЙ И РАЗРУШЕНИЯ РАСТУЩИХ КРИСТАЛЛОВ КАРБИДА КРЕМНИЯ.	133
Хусаинов М. А., Андреев В. А., Малых Н. В., Бондарев А. Б. (В. Новгород, Москва) ПСЕВДОУПРУГОСТЬ СПЛАВА С ПАМЯТЮ ФОРМЫ (Ti – 50,62 АТ.%) ПРИ ЧАСТИЧНЫХ РАЗГРУЗКАХ.	134
Рюмшина Т. А. Константинова Т. Е., Лоладзе Л. В., Волкова Г. К. (Донецк/ Украина) ЭВОЛЮЦИЯ МЕЗОСТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Ti-5Mo-5Al-5V ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ.	135
Смирнов В. Н., Васильев Д. В., Ляшенко Л. В., Паршуков Л. И., Гильмутдинов Ф. З. (Ижевск) ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРОЧНОГО ШВА МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ.	136
Столярчук А. С. (Волгоград) МОДЕЛИРОВАНИЕ ВИБРОПОЛЗУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПРИКЛАДНОЙ ТЕОРИИ ИНФОРМАЦИИ.	137
Кремнев Л. С. (Москва) ОСНОВЫ МЕХАНИКИ РАЗРУШЕНИЯ В НЕТРАДИЦИОННОМ ИЗЛОЖЕНИИ.	138-139
Антонова О. В., Волков А. Ю., Пацелов А. М. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ.	140
Федоровский Г. Д. (Санкт-Петербург) ЭНДОХРОННЫЕ ВАРИАНТЫ ОСНОВНЫХ ТЕХНИЧЕСКИХ ТЕОРИЙ ПОЛЗУЧЕСТИ	141
Прозорова Э. В. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИИ НА СТРУКТУРУ ХРУПКИХ МАТЕРИАЛОВ.	142
Ручко В. Н. (Донецк/Украина) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОЦЕНКИ МЕРЫ ПОВРЕЖДЕНИЯ ДЕТАЛИ ПРИ ПРОГНОЗИРОВАНИИ ОПТИМАЛЬНОЙ ДАТЫ ПРОВЕДЕНИЯ ЕЕ РЕМОНТА.	143
Нацик В. Д, Солдатов В. П., Иванченко Л. Г., Кириченко Г. И. (Киев/Украина) ПОЛЗУЧЕСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ОЛОВА В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР 0.5-4.2К.	144
Смирнов С. В., Мясникова М. В., Пугачева Н. Б. (Екатеринбург) МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И РАЗРУШЕНИЕ СИЛИЦИДОВ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ЛАТУНИ.	145
Сталевич А. М., Столяров О. Н. (Санкт-Петербург) РЕЛАКСАЦИЯ ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПОЛИМЕРОВ ПРИ РАЗРУШАЮЩИХ НАГРУЗКАХ.	146
Гречихин Л. И. (Минск/Беларусь) СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РАЗЛИЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.	147-148
Ермолаев Г. Н. (Троицк) СКОЛЬЖЕНИЕ И ДВОЙНИКОВАНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ Fe – 3% Si ПРИ ВЫСОКИХ ГИДРОСТАТИЧЕСКИХ ДАВЛЕНИЯХ.	149

Рубаник В. В., Клубович В. В., Рубаник В. В. мл. (Витебск/Беларусь) ИНИЦИИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ Ti-Ni ПОД ДЕЙ- СТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ	150
Иванов А. М., Лукин Е. С. (Якутск) ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА И КИНЕТИКА ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕ- НИЯ СТАЛИ МАРКИ ВСтЗсп В МЕЛКОЗЕРНИСТОМ СОСТОЯНИИ, ПОЛУЧЕН- НОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ.	151
Голосиенко С. А., Круглова А. А., Михайлов М. С., Нестерова Е. В., Семичева Т. Г. (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ТМО НА СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ОТПУСКЕ НИЗКОУГ- ЛЕРОДИСТОЙ ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ.	152
Козлов Э. В., Конева Н. А. (Томск) ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ.	153
Трофимов В. В., Башкарев А. Я. (Санкт-Петербург) МОНИТОРИНГ РЕАЛЬНОГО НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ В ПОВЕРХНОСТ- НЫХ СЛОЯХ МЕТАЛЛОКОНСТРУКЦИЙ МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ ТЕН- ЗОМЕТРИИ.	153-154
Мышляев М. М., Мазилкин А. А., Мышляева М. М. (Москва) ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЙ – ЛИ- ТИЕВОГО СПЛАВА.	154
Мышляев М. М., Миронов С. Ю., Мышляева М. М. (Москва) ПРИРОДА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ	155
Баженов В. Г., Осетров С. Л. (Н. Новгород) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНО-РАСЧЕТНЫЙ МЕТОД ИДЕНТИФИКАЦИИ ДЕФОРМА- ЦИОННЫХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ.	156
Шарипов И. З., Имашев Р. Н., Мулюков Х. Я. (Уфа) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРОЦЕСС РАЗРУШЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ $Ni_{2,16}Mn_{0,81}Fe_{0,03}Ga$.	157
Гончаров И.Ю., Дручинина О.А., Ковалева М.Г., Колпаков А.Я., Маслов А.И. (Белго- род) ВЛИЯНИЕ ДОЗЫ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПЕРЕД НАНЕСЕНИЕМ УГЛЕРОДНОГО ПОКРЫТИЯ.	158
ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ	159-162
СОДЕРЖАНИЕ	163-173

Научное издание

XV Петербургские чтения по проблемам прочности.

Тезисы докладов. 12-14 апреля 2005 г., Санкт-Петербург, Россия

Все работы публикуются в авторской редакции.

Оформление и компьютерная верстка Черняевой Е. В.
