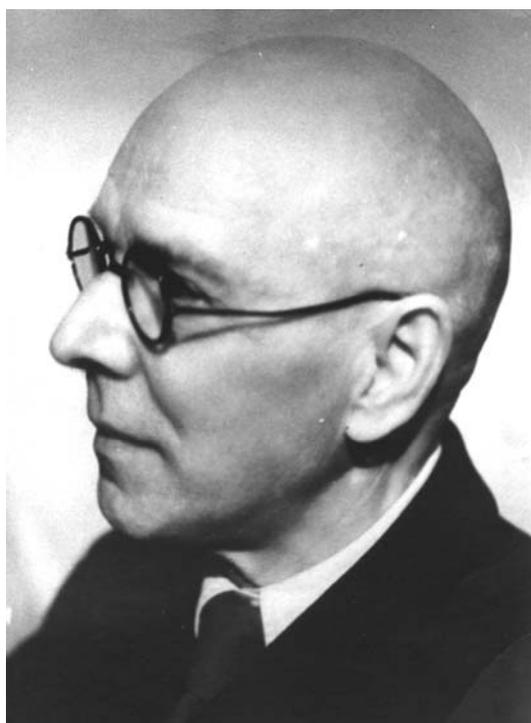


# **70 лет**

## **секции прочности и пластичности материалов им. Н.Н.Давиденкова**



**Тезисы докладов XIII Петербургских чтений  
по проблемам прочности**

***12 - 14 марта 2002 г.***

**Санкт-Петербург  
2002**

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

---

# **70 лет**

## **секции прочности и пластичности материалов им. Н.Н.Давиденкова**

**Тезисы докладов XIII Петербургских чтений  
по проблемам прочности**

*12 - 14 марта 2002 г.*

**Санкт-Петербург  
2002**

**70 лет секции прочности и пластичности им.Н.Н.Давиденкова:** тезисы докладов XIII Петербургских чтений по проблемам прочности (12-14 марта 2002 г., Санкт-Петербург), Санкт-Петербург, 2002, 120 с.

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

XIII Петербургские чтения посвящены 70-летию секции прочности и пластичности материалов при Доме Ученых им. М.Горького РАН. Секция, основанная академиком Н.Н.Давиденковым в 1932 году как общегородской семинар, заслужила большой авторитет у многих ученых-прочнистов. Ее история изложена во вступительной статье сборника.

**К 70-летию работы секции  
Прочности и пластичности материалов им. Н.Н.Давиденкова  
Дома Ученых им.М.Горького РАН**

Вопрос об организации городского семинара для специалистов, работающих в области прочности материалов, возник еще в конце двадцатых годов. Несколько позже – в 1932 году – инициативная группа ленинградских ученых-прочнистов, которую возглавил Николай Николаевич Давиденков, организовали первое официальное заседание, которое состоялось в Доме инженерно-технических работников на Фонтанке вблизи Аничкова моста. На этом заседании присутствовали, ставшие впоследствии крупнейшими специалистами, И.А.Одинг, Л.А.Гликман, Ф.Ф.Витман, Е.М.Шевандин, Н.А.Шапошников, И.К.Миролюбов, В.А.Быков, а также работники промышленных предприятий, исследовательских институтов, высших учебных заведений, интересующиеся по роду своей деятельности механическими свойствами материалов. Председателем первого заседания был Л.А.Гликман, а Н.Н.Давиденков сделал, вызвавший оживленную дискуссию, доклад «О природе предела текучести и начального участка диаграммы растяжения». Руководителем семинара его участники избрали Н.Н.Давиденкова. В этом же 1932 году семинар стал функционировать на базе Ленинградского Дома Ученых, где создали соответствующую секцию. До 1960 года секция имела название «Секции металловедения», в 1960 году её переименовали в «секцию прочности и пластичности материалов», а в 1964 году присвоили имя Н.Н.Давиденкова.

Чтобы понять причины столь длительного функционирования секции, а это явление можно отнести к разряду уникальных и почти не имеющих аналогов – обратимся к периоду времени, предшествовавшему тридцатым годам.

В 1918 г. В.И.Ленин подписал Решение о создании Физико-технического института. Его возглавил А.Ф.Иоффе, который среди разнообразных задач, поставленных перед коллективом ФТИ, сформулировал и вопросы прочности. По инициативе А.Ф.Иоффе в том же 1918 г. было принято решение и об открытии физико-механического факультета в Ленинградском Политехническом институте (ЛПИ). Уделяя большое внимание проблемам прочности и физики кристаллов, А.Ф.Иоффе сформировал при ФТИ лаборатории, а в ЛПИ кафедру соответствующего профиля. Возглавить эти подразделения в 1925 г. было поручено Н.Н.Давиденкову. Выбор был настолько удачен, что через некоторое время как в ФТИ, так и в ЛПИ появились коллективы ученых, работы которых определили пути развития науки о прочности как в СССР, так, в заметной степени, и за рубежом.

К началу тридцатых годов со всей остротой встал вопрос о необходимости городской координации работ по прочности. Это обстоятельство и побудило Н.Н.Давиденкова и его коллег организовать общегородской семинар для прочнистов. Время показало, что семинар (правильнее сказать, секция прочности и пластичности) явился кристаллизующим началом для Ленинградских прочнистов. На нем ставились и обсуждались доклады практически по всем основным направлениям в учении о прочности, как чисто физического или металловедческого содержания, так и из области механики материалов.

Прежде всего, заслуживают быть отмеченными ключевые доклады первого председателя секции Николая Николаевича Давиденкова (1879 – 1962 гг.). Н.Н.Давиденков ставил на обсуждение проблемы пластического течения металлов, вопросы несовершенной упругости, внутреннего трения и динамики материалов, явление хладноломкости и т.д. Слушатели имели удовольствие обсудить знаменитые исследования Н.Н.Давиденкова о напряженном состоянии в шейке (выполнено в 1945 г. совместно с Н.И.Спиридоновой), о влиянии наклепа на хрупкость стали (выполнено в 1937 г. совместно с П.С.Сахаровым). Последняя из названных работ вообще может быть отнесе-

на к категории научного открытия. Н.Н.Давиденков докладывал здесь соображения, послужившие основой для «Схемы Давиденкова-Фридмана», которую он к концу своей жизни существенно видоизменил, используя известные достижения теории дислокаций (схема Стро). Н.Н.Давиденков был автором сообщений о двойниковании кристаллов, влиянии среды на механические свойства, ползучести, эффекту Вуда и Смита и т.п. Подобный анализ творчества Н.Н.Давиденкова содержится в изданиях, посвященных 100-летию со дня его рождения. Отметим, что влияние идей Н.Н.Давиденкова и их удивительную живучесть трудно переоценить, а в полной мере пока, может быть, невозможно понять.

Анализируя историю секции, особо следует выделить Леонида Абрамовича Гликмана (1906-1979 гг.), ближайшего соратника Н.Н.Давиденкова и выпускника его кафедры, который сыграл выдающуюся роль в качестве одного из организаторов секции, заместителя её председателя (с 1932 по 1962 гг.), а в последующем – председателя секции (с 1962 по 1979 гг.). Л.А.Гликман, автор многочисленных оригинальных исследований, обладал энциклопедическими знаниями. Своим творческим участием в работе семинара и громадным авторитетом ученого он определил долгоживучесть секции прочности и пластичности, которая успешно функционировала под его руководством в течение 17 лет. При этом Л.А.Гликману удалось сохранить лучшие традиции семинара.

С 1979 по 1996 гг. секцию возглавлял также ученик Н.Н.Давиденкова и выпускник его кафедры, сотрудник ФТИ им.А.Ф.Иоффе, а затем СПбГУ, Владимир Александрович Лихачев (1931-1996). В.А.Лихачев со студенческих лет участвовал в работе секции. Выдающийся ученый и организатор науки, страстно ею увлеченный, человек с большой душой и неумной энергией, отличавшийся огромной эрудицией и тягой ко всему новому, В.А.Лихачев поставил задачу объединить усилия прочнистов-физиков и механиков в решении актуальных задач прочности и пластичности материалов (в основном металлов). Реализацией этой цели были призваны служить организованные под его руководством в Доме Ученых Ленинградские (Петербургские) чтения, которые успешно проходят ежегодно в марте месяце с 1990 г, а также Международный семинар «Актуальные проблемы прочности». Последний проводится 1-2 раза в год, начиная с 1980 г., в Петербурге и других городах России и СНГ.

С 1996 г. секцию возглавил известный специалист в области физики прочности Владимир Иванович Бетехтин, который после окончания также кафедры Н.Н.Давиденкова в ЛПИ с 1959 г. работает в ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН. В трудные перестроечные годы он стал одним из лидеров петербургских прочнистов, сохраняя традиции, заложенные его предшественниками. Так, в марте 2002 года под его руководством состоятся уже 13-ые Петербургские Чтения по проблемам прочности, а семинар «Актуальные проблемы прочности» впервые после развала СССР был проведен вне России: в Беларуси (Витебск, 2000 г.) и Украине (Киев, 2001 г.).

Следует отметить, что огромный вклад в регулярность и стабильность работы секции, Петербургских Чтений и семинара «Актуальные проблемы прочности» вносит их бессменный (с 1974 г.) секретарь – Зинаида Петровна Каменцева.

В работе секции прочности и пластичности принимали участие многие выдающиеся ученые Ленинграда и СССР. Здесь делали доклады академики И.А.Одинг, С.В.Серенсен, А.И.Лурье, Ю.А.Шиманский, С.Н.Журков, С.Т.Кишкин, Н.Ф.Морозов, чл. корреспонденты А.В.Степанов, Я.И.Френкель, Ю.С.Терминасов, А.П.Комар, Я.Г.Пановко, такие известные ученые как Ф.Ф.Витман, С.О.Цобкалло, Я.Б.Фридман, Н.К.Снитко, Е.М.Шевандин, Н.А.Шапошников, И.М.Грязнов, И.Н.Миролюбов, В.П.Тэйт, И.А.Разов, В.А.Степанов, Л.С.Мороз, П.О.Пашков, Н.А.Златин, Д.М.Васильев, А.Н.Орлов, В.И.Владимиров, А.И.Слуцкер, Ю.Ф.Баландин, Б.И.Смирнов, В.Д.Ярошевич, В.П.Пух, В.А.Быков, Б.Б.Чечулин, В.И.Бетехтин, И.Е.Куров, А.Я.Красовский (Киев), С.А.Фирстов (Киев), В.В.Слезов (Харьков), А.М.Глезер (Москва), А.М.Паршин, А.В.Станюкович, А.А.Чижик, Л.Б.Гецов, О.В.Клявин,

В.Р.Регель (Москва), Г.А.Мальгин, С.С.Шураков, В.В.Шпейзман, Г.П.Карзов, М.В.Якутович, О.Г.Соколов, В.В.Рыбин, В.А.Бернштейн, Е.Э.Гликман (Москва), Л.Г.Хандрос (Киев), Ю.В.Мильман (Киев), Л.М.Шестопапов, А.С.Завьялов, Н.Н.Грибов, В.С.Старовойтов, Л.Е.Попов (Томск), Н.А.Конева (Томск), Э.В.Козлов (Томск), К.Ф.Черных, Ю.М.Даль, В.З.Бенгус (Харьков), О.Б.Наймарк (Пермь), Е.Э.Засимчук (Киев), А.И.Мелькер, В.С.Куксенко, Ю.И.Мещеряков и очень многие другие, перечислить имена которых не представляется возможным (всего более 750 человек).

Не нужно пояснять, что значит для науки о прочности каждая из перечисленных выше фамилий членов секции и докладчиков. Не останавливаясь на анализе творчества каждого ученого персонально, ограничимся перечислением некоторых основных достижений, которые с полным правом можно отнести к Ленинградской Школе прочнистов.

- В Ленинграде зародилось и получило развитие учение о хладноломкости.
- Ленинграду принадлежит приоритет в исследованиях по динамике прочности, упругим несовершенствам, явлениям неизотермического поведения металлов.
- Ленинград дал науке идею о значении фактора деформации в проблеме разрушения.
- Здесь зародилась концепция о двойственной природе прочности.
- Ленинградцы создали основы термофлуктуационного учения о прочности.
- Ленинградские ученые были пионерами исследований радиационной прочности, прочности полимеров, прочности брони и сварных конструкций. Они создали научную базу для корпусного материаловедения, материаловедения артиллерийских систем и боеприпасов.
- В Ленинграде выполнены фундаментальные исследования в области прочности турбин, газотурбинных агрегатов и другого энергетического оборудования.
- В Ленинграде выполнены масштабные исследования коррозионно-механических свойств металлов, фундаментальные исследования по физике дефектов, континуальной теории дефектов, механики пластичности и разрушения, изучены процессы роста и залечивания трещин, сформулирована концепция развитой пластической деформации.
- Ленинградцы выдвинули и развили идею о роли дисклинаций в проблеме прочности. Здесь проводятся интенсивные исследования по ротационной пластичности и эффекту памяти формы.
- Ленинградцы выполнили основополагающие исследования по сверхнизкотемпературной прочности кристаллов и в области оптической прочности.
- Ленинград занимает ключевые позиции в вопросах применения рентгеноанализа и электронной микроскопии в задачах современного учения о прочности и пластичности.
- Ленинградцы внесли значительный вклад в работы по сверхпластичности.
- Они - основоположники учения о стекле. В настоящее время вносят большой вклад в науку о структуре и свойствах аморфных материалов.
- Хорошо известны работы ленинградцев по ползучести и длительной прочности.

Этот перечень можно было бы еще продолжить.

Все перечисленные вопросы регулярно обсуждались и обсуждаются на заседаниях секции. Естественно, что работа секции оказала благотворное влияние на координацию работ Ленинградского региона, на развитие и формирование научных взглядов и, в конечном счете, сыграла свою позитивную роль в создании знаменитой Ленинградской школы прочности. Уместно заметить, что заседания секции в общей сложности посещали представители более 200 ленинградских учреждений АН СССР, Минвуза, заводов, СКБ, НИИ отраслей и т.п.

Эта активность проявлялась как в довоенные годы, так во время войны и блокады. Известно, что члены секций, как и вообще члены ЛДУ, принимали самое непосредственное участие в мероприятиях военного характера: В.Р.Регель занимался созданием противоминной защиты и размагничиванием кораблей; Л.А.Гликман интенсивно работал над проблемой материалов для боеприпасов и по вопросам прочности артиллерийских систем. Многие ученые изучали броню, создавали основы судового материаловедения и инженерного обеспечения судовых конструкций. В Ленинграде даже во время блокады разрабатывались новые типы вооружений, включая системы реактивных минометов, контрбатарейные установки и т.п. Члены ЛДУ проектировали и изготавливали бомбо- и газоубежища. В комиссии по оборонительным сооружениям работали Б.Г.Галеркин и Н.Н.Семенов. В комиссии по рассмотрению и реализации оборонных предложений был представлен Н.Н.Миролюбов. Ученые ЛДУ внесли множество конкретных предложений для армии. Г.Н.Никольский создал схему безгироскопной вертикали для слепого полета, И.А.Одинг разработал ряд упрощенных марок стали для боеприпасов. Можно привести еще много примеров.

Несколько слов о практике работы секции и ее традициях. Основная форма деятельности – слушание и обсуждение докладов по наиболее актуальным и перспективным научным направлениям, нередко путем организации выездных заседаний на предприятиях. Ежемесячно с октября по июнь включительно или чаще, ведущие ученые Петербурга и других городов России и СНГ выступают с обширными аналитическими сообщениями по физике прочности, механике пластичности и разрушения, либо по вопросам смежного характера, причем как сугубо экспериментального, так и теоретического направлений. На заседаниях секции принят спокойный стиль работы, сохраняется атмосфера объективности и доброжелательности, глубокого уважения к мнению докладчика. Секция предоставляет свою трибуну представителям всех школ и направлений, считая этот принцип подбора докладов одним из важнейших. За 70 лет работы семинара не было сорвано ни одного заседания, что свидетельствует о серьезном отношении всех докладчиков к семинару. Число слушателей на семинаре в зависимости от темы доклада колеблется в пределах от 20 до 200 человек.

Невозможно даже перечислить все заслуживающие внимания проблемы, которые обсуждали на секции. За 70 лет её работы было представлено свыше 750 докладов и проведено 28 крупных конференций. Мероприятия секции посетили без малого 25000 человек.

Секция прочности и пластичности материалов им. Н.Н.Давиденкова считает своим главным назначением объединение усилий ученых, прежде всего руководителей научных направлений. Именно на этот контингент в основном и рассчитаны наши доклады. Есть и другие формы работы: обсуждаются кандидатские и докторские диссертации, циклы работ и монографии, делаются аналитические обзоры зарубежных и отечественных достижений.

В заключении хотелось бы отметить, что важную роль в плодотворной и столь длительной по времени работе секции прочности и пластичности материалов играет преемственность заложенных академиком Н.Н.Давиденковым традиций. И очевидно не случайно, что все руководители секции прошли школу Н.Н.Давиденкова на его кафедре физики металлов ЛПИ, кафедры, которая в 2001 г отметила свое 75-летие. Немаловажным является и то обстоятельство, что работа секции проходит в центре Петербурга около Эрмитажа в прекрасном здании – дворце, в котором в 1920 году по инициативе А.М.Горького был организован первый в стране Дом Ученых. При этом коллектив Дома Ученых делал и делает все возможное для успешной работы многочисленных, охватывающих широкий спектр наук, секций, семинаров, конференций.

## КАФЕДРЕ ФИЗИКИ МЕТАЛЛОВ – КАФЕДРЕ Н.Н.ДАВИДЕНКОВА – 75 ЛЕТ

Ю.Ф.Титовец, Д.М.Васильев

*С.-Петербургский Государственный Технический Университет*  
[titovets@twonet.stu.neva.ru](mailto:titovets@twonet.stu.neva.ru)

В 2001-2002 учебном году исполняется 75 лет кафедре физики металлов – одному из старейших подразделений физико-механического факультета СПбГТУ. Кафедра основана в 1926 году по инициативе академика А.Ф.Иоффе. Первый заведующий кафедрой Николай Николаевич Давиденков (впоследствии академик УССР) возглавлял кафедру до своей кончины в 1962 году и в значительной мере определил ее профиль и будущее развитие.

Можно удивляться провидческому дару А.Ф.Иоффе и Н.Н.Давиденкова по отношению к научному материаловедению. Ведь настоящий расцвет этой области науки и техники начался значительно позже – только в конце 40-х годов. Появление таких областей техники, как ракетостроение, современное самолетостроение, создание космической техники, разработка новых видов пластмасс, не уступающих и превосходящих металлические материалы, и, наконец, изобретение материалов с высокотемпературной сверхпроводимостью, – вот далеко не полный перечень достижений научного материаловедения.

При создании кафедры уже было ясно: прогресс в материаловедении может быть достигнут только путем синтеза новейших методов изучения атомной структуры вещества и самых современных способов исследования его физико-механических свойств как на микроскопическом, так и на макроскопическом уровнях, что позволит понять связь между строением материала и его свойствами. В одной из своих статей Н.Н.Давиденков раскрывает назначение своей лаборатории (кафедры):

а) в меру возможности, диктуемой современным состоянием науки, перекидывать мост между техническими свойствами материалов и их физической основой;

б) при разработке новых методов использовать весь арсенал современной физики.

На кафедре в рамках общей проблемы «Физика прочности и пластичности твердых тел» развивались два основных направления: совершенствование физических методов исследования материалов и применение компьютерных технологий для решения материаловедческих проблем, поставленных фундаментальной наукой и производством. Кафедра остается ведущим в Северо-западном регионе центром внедрения методов рентгеноструктурного анализа в материаловедческую практику (проф. Д.М.Васильев). Другим направлением является совершенствование методик внутреннего трения и акустической эмиссии, снижение их трудоемкости и повышение надежности получаемых характеристик (доц. В.А.Челноков). Стенды для измерения амплитудозависимого внутреннего трения (микропластичности), декремента затухания и дефекта модуля, разработанные в конце 80-ых годов, до сих пор активно используются в учебной и научной работе.

Кафедра стала пионером внедрения компьютерных технологий для материаловедения, решения материаловедческих задач методами вычислительной математики (проф. Мелькер А.И.). Позже это направление стало называться компьютерным моделированием. И, наконец, ещё одним направлением применения компьютерных технологий является разработка математических моделей для расчета структуры материалов, получаемых в производственных условиях (проф. Ю.Ф.Титовец).

В докладе предполагается проиллюстрировать достижения последних лет.

## ФРАКТОГРАФИЯ ПОВЕРХНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ ШВОВ

В.П.Гагауз<sup>1</sup>, В.Е.Громов<sup>1</sup>, В.Я.Целлермаер<sup>1</sup>, Н.А.Попова<sup>2</sup>, Ю.Ф.Иванов<sup>2</sup>, Э.В.Козлов<sup>2</sup>

*1 – Сибирский государственный индустриальный университет, Россия,*

[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

*2 – Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,*

[kozlov@mail.tomsknet.ru](mailto:kozlov@mail.tomsknet.ru)

Целью настоящей работы является изучение поверхности разрушения сварного шва малоуглеродистой стали 09Г2С, формирующейся в процессе пластической деформации одноосным растяжением.

Были проведены металлографические исследования структуры и фазового состава швов, выполненных электрошлаковым методом в автоматическом (вертикальная) и ручном (горизонтальная) исполнениях. В результате проведенных исследований установлено, что в обоих случаях в центре шва формируется феррито-перлитная структура с близкими средними размерами зерен феррита (29 мкм при автоматической сварке и 23 мкм – при ручной) и перлита (14 мкм и 12, 8 мкм, соответственно).

В обоих случаях наблюдается вязкий механизм разрушения, осуществляемый путем зарождения, роста и слияния микропор. Поверхность рельефа разрушения содержит одновременно фасетки скола и ямки. Ямки представляют собой половину микропоры, через которую прошло разрушение. Проведенные измерения показали, что ямки скола на поверхности разрушения сварного шва, полученного в автоматическом режиме ~ 1,5 раз крупнее, чем на поверхности шва ручного исполнения. Следовательно, в последнем случае наблюдается более вязкий излом сварного шва.

Результаты анализа структуры, фазового состава, картины поверхности разрушения и данных механических испытаний позволяют выделить основные механизмы, ответственные за прочностные свойства сварного шва стали 09Г2С. Механические испытания показали, что разрушение металла шва наблюдалось лишь в случае электрошлакового метода сварки в автоматическом режиме. Металлографический анализ структуры данного материала обнаруживает наиболее крупнозернистую структуру металла шва, размеры кристаллитов которой в отдельных случаях составляли 130-140 мкм. Вторым отличительным признаком данного шва являлось отсутствие продуктов рекристаллизации, значительно измельчающих зеренную структуру как феррита, так и перлита. Сварные швы, показавшие наиболее высокие прочностные характеристики (практически не деформировались в процессе растяжения образца), наоборот, в среднем имели наименьший размер зерен феррита и перлита, сформированный в результате рекристаллизации. Следовательно, прочностные свойства рассмотренных сварных швов на уровне зерна определяются его средними размерами. Кроме этого, немаловажную роль в повышении прочностных характеристик шва будет играть плотность границ раздела, максимальная в случае мелкозернистой структуры. Повышение числа границ в материале, как правило, приводит к уменьшению концентрации примесных элементов на них, снижающих когезивную прочность материала.

## ОЦЕНКА УСИЛИЙ НА ОПОРАХ ВАЛКОВ С КУСОЧНО-КОНИЧЕСКОЙ БОЧКОЙ ПРИ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКЕ ЛИСТА

В.И.Базайкин<sup>1</sup>, О.Е.Браунштейн<sup>1</sup>, В.В.Дорофеев<sup>2</sup>, Б.К.Журавлев<sup>2</sup>, В.Е.Громов<sup>1</sup>

*1 – Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*

[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

*2 – ОАО “Кузнецкий металлургический комбинат”, Россия*

В работе [1] произведена оценка напряженного состояния в очаге деформации при продольной прокатке полосы с малой сопряженной конусностью. Произведена оценка нормального к поверхности конусного вала давления  $P_1$  и силы трения на поверхности  $Q_1$  – на единицу длины вала. Анализ выражений этих сил позволяет сделать следующие выводы. Сила трения, определенная по касательным напряжениям, на порядки меньше проекции нормального давления на ось вала. Проекция силы трения и нормального давления на ось вала противоположны по направлению.

Эти выводы послужили основанием для разработки одной из разновидностей SVC – метода горячей прокатки листа 5x1620x12000 мм из СтЗпс в клети трио Лаута в условиях ОАО “КМК”.

На основании полученного поля тензора напряжений в очаге деформации при прокатке в валках с малой конусностью произведена оценка нормального к поверхности конусного вала давления и силы трения на поверхности – на единицу длины вала. Анализ выражений этих сил позволил получить формулу для расчета давления на опоры валков и предложить ее использование для расчета давления в переходах горячей прокатки тонкого листа в клети трио Лаута.

Оценка давления на опоры вала, полученная из атермического анализа напряжений и кинематики, согласуется с фактическим значением, если используется температурная зависимость эффективного предела текучести. Основной эффект кусочно-конической калибровки заключается в улучшении условий захвата полосы и ее планшетности после прохождения правильной машины.

### Список литературы

1. Браунштейн О.Е., Базайкин В.И., Громов В.Е. Продольная прокатка полосы в валках с малой сопряженной конусностью. // Изв.вузов. Черная металлургия. 2002. № 4. С.33-37.

## ТЕХНОЛОГИЯ УПРОЧНЕНИЯ СТЕРЖНЕВОЙ АРМАТУРЫ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

А.Б.Юрьев<sup>1</sup>, В.Е.Громов<sup>2</sup>, В.Я.Целлермаер<sup>2</sup>, В.Я.Чинокалов<sup>1</sup>

1 – ОАО “Западно-Сибирский металлургический комбинат”, Россия

2 - Сибирский государственный индустриальный университет, Россия,

[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

Основным условием конкурентоспособности продукции является снижение затрат на ее изготовление при сохранении высокого уровня потребительских свойств. При производстве стержневой арматуры решение данной задачи может быть реализовано получением нормируемых механических характеристик за счет формирования структурного состояния при ускоренном охлаждении после прокатки. С целью снижения температуры конца прокатки после 8 клетки в линии стана 450 смонтирована установка водяного охлаждения с регулируемыми параметрами давления воды (5-13 атм), числа секций охлаждения (1 - 4), их длины.

Исследована связь между структурным состоянием стержневой арматуры диаметром 32 и 40 мм из сталей марок Ст3Гпс, 18Г2С и 25Г2С, формирующимся при ускоренном охлаждении в линии стана 450, и ее механическими свойствами.

Микроструктура арматуры сталей после горячей прокатки достаточно однородна по сечению и состоит из полиэдрического феррита со средним диаметром зерна  $d_{\phi} = 35$  мкм и сорбитообразного перлита.

Подстуживание снижает температуру раскатов на  $100^{\circ}\text{C}$ , что недостаточно для значимого упрочнения сталей. При этом сохраняется структурный состав, характерный для горячекатанных сталей, но происходит измельчение зерна в поверхностном слое ( $d_{\phi} = 22$  мкм).

Ускоренное охлаждение стержней диаметром 40 мм приводит к формированию в поперечном сечении проката структурного композита, состоящего из поверхностного и переходного слоев и сердцевины, одинакового для сталей марок Ст3Гпс, 18Г2С и 25Г2С. Для арматуры диаметром 40 мм поверхностный слой толщиной 2,25 мм состоит из продуктов отпуска мартенсита, переходный слой толщиной 2 мм – из феррита с  $d_{\phi} = 22$  мкм и тонкодисперсного перлита. При этом в центре сохраняется феррито-перлитная структура. Для арматуры диаметром 32 мм толщина поверхностного слоя составляет 1,44 мм, а в переходном слое толщиной 4,85 мм формируется структура феррита с включениями дисперсных карбидов величиной до 0,4 мкм.

Такое структурное состояние после охлаждения обеспечивает получение значительного  $\sigma_T$  более 500 МПа для арматуры всех марок сталей диаметром 32 мм.

## ДЕГРАДАЦИЯ СВОЙСТВ ПАРОНАГРЕВАТЕЛЬНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

В.В.Пискаленко<sup>1</sup>, В.И.Данилов<sup>2</sup>, Л.Б.Зуев<sup>2</sup>, В.Е.Громов<sup>1</sup>, В.Я.Целлермаер<sup>1</sup>

*1 - Сибирский государственный индустриальный университет, Россия,  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)*

*2 – Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,  
[levzuev@mail.tomsknet.ru](mailto:levzuev@mail.tomsknet.ru)*

Выполнен анализ механических свойств головок кипячительных труб из стали 10 после 50 лет эксплуатации. Данные дополнены измерениями скорости ультразвука.

Материал Ст10	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\delta$ , %	Скорость ультразвука, м/с
состояние поставки	510	364	25,4	2851±2
после 50 лет эксплуатации	426	264	29,4	2865±0,2

Причины наблюдаемых изменений связаны с процессами деградации структуры. Во-первых, хотя и очень медленно, происходит обезуглероживание стали. Во-вторых, идет распад и перераспределение перлитной составляющей. Наконец, определенным образом проявляются рекристаллизационные процессы. Все это приводит к снижению прочностных характеристик и к росту пластичности металла.

### **Выводы.**

1. Установлено, что в результате длительной (50 лет) эксплуатации паронагревательных труб из стали 10 произошло снижение предела текучести на 27%, временного сопротивления разрушению – на 16% и возрастание относительного удлинения до разрыва – на 15%.
2. Эти изменения механических характеристик явились следствием деградации структуры стали, которая выразилась в перераспределении и частичном распаде перлитной составляющей, росте ферритного зерна в отдельных зонах и, по-видимому, в обезуглероживании металла.
3. Процессы деградации механических свойств и структуры материала сопровождались регулярными изменениями скорости распространения ультразвуковых поверхностных волн, что открывает перспективу использования акустического метода для диагностирования состояния теплоэнергетического оборудования.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ИЗМЕНЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ В НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛАХ АЗИДА СВИНЦА

К. В. Чмелева, Ф. И. Иванов, М. А. Лукин

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

Настоящая работа посвящена изучению влияния облучения УФ- светом нитевидных кристаллов азидов свинца на их пластические характеристики.

Упругопластические характеристики нитевидных кристаллов азидов свинца исследовались при одноосном растяжении и методом микротвердости.

Установлено, что влияние света на упругопластические характеристики проявляется не только в процессе облучения, но и после, и зависит от времени экспозиции.

Обсуждение экспериментальных результатов проводили с учетом ранее установленных закономерностей по твердофазному разложению [1] и полагали, что процесс является диффузионно-контролируемым.

Экспериментально показано, что пластический эффект в режиме упрочнения связан с появлением единичных полос скольжения дислокаций. В режиме разупрочнения наблюдается система множественных двойникоующих полос скольжения. При своем движении дислокации поглощают вакансии из окружающей среды, то есть реализуется механизм Бардина – Херринга.

Предложен механизм изменения микротвердости, объясняющий не только появление возбужденных электронно-дырочных пар, но и учитывающий образование новых фаз продуктов разложения, и заключающийся во влиянии дефектов структуры нитевидных кристаллов азидов свинца на дислокационную ползучесть.

## Список литературы

1. Иванов Ф.И., Урбан Н.А., Ситко О.Л. Кинетические закономерности и механизм химических реакций при фотолизе нитевидных кристаллов азидов свинца, - Тезисы докладов 5 Всесоюзной конференции “ Бессеребряные и необычные фотографические процессы “, Черноголовка, 1988г., Т. 3, С. 102.

## О ТОПОГРАФИИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ПРОДУКТОВ РАЗЛОЖЕНИЯ И ИЗМЕНЕНИИ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НИТЕВИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ АЗИДА СВИНЦА

К. В. Чмелева, Ф. И. Иванов, М.А. Лукин

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

В нитевидных кристаллах азид свинца при действии постоянного и импульсного электрического поля происходят необратимые изменения, заключающиеся в специфически распределенном выделении твердых и газообразных продуктов разложения.

Топография продуктов электрополевого разложения изучалась методами микровольнометрии и электронной микроскопии, что позволило идентифицировать центры, ответственные за визуализацию поверхностных дефектов в электрическом поле, и установить образование зародышей металла (свинца) на ступенях роста и ребрах, а также на выходах дислокаций.

Зародыши металла имеют преимущественно ориентировку по полю в форме нитей, которые трансформируются в скопления частиц в виде кусочков металла.

Можно считать установленным, что в нитевидных кристаллах азид свинца топография распределения продуктов разложения отражает характер распределения электрического поля. В тоже время можно утверждать, что реализуется механизм Герни–Мотта, как и при фотохимическом разложении.

Механизм изменения микротвердости, исходя из механизма ползучести по Бардину – Херрину, заключается в изменении количества и влияния равновесных вакансий и междоузельных атомов на дислокационную ползучесть. Характер кривых находится в согласии с механизмом элементарных стадий разложения азид свинца и определяется изменением концентрации вакансионных центров.

## СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ СТАЛИ 45Г17ЮЗ В ПРОЦЕССЕ ЦИКЛИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ И ТОКОВОЙ ОБРАБОТКИ

С.В. Коновалов<sup>1</sup>, О.С. Лейкина<sup>1</sup>, О.В. Соснин<sup>1</sup>, В.В. Целлермаер<sup>1</sup>, Л.Б. Зуев<sup>1</sup>,  
В.Е. Громов<sup>1</sup>, Э.В. Козлов<sup>2</sup>

1– *Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*

[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su), [konovserg@mail.ru](mailto:konovserg@mail.ru)

2– *Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*

[kozlov@mail.tomsknet.ru](mailto:kozlov@mail.tomsknet.ru)

Вопрос усталости металлов является актуальным уже много лет, но до сих пор на него так и не найдено ответа. В процессе усталости происходит изменение физических и механических свойств. Одним из методов повышения физико-механических свойств и увеличения усталостного ресурса является обработка импульсами электрического тока.

В данной работе проводилось исследование эволюции зеренной структуры стали 45Г17ЮЗ при многоцикловых усталостных испытаниях в условиях промежуточного электроимпульсного воздействия. В качестве материала исследований была использована аустенитная сталь 45Г17ЮЗ после горячей прокатки. Образцы для исследований имели концентратор напряжений в виде полукруглого выреза. Усталостные испытания проводили по схеме симметричного циклического консольного изгиба. Электростимулирование ( $t = 45$  с,  $f = 19$  Гц) проводили в начале третьей стадии зависимости скорости ультразвука от числа циклов нагружения, которая наступала при нагружении образца до  $N = 7 \cdot 10^4$  числа циклов. Разрушение электростимулированных образцов происходило при числе циклов испытания  $N = 17,9 \cdot 10^4$  (испытания не стимулированных образцов заканчивались разрушением последних при  $N = 10,2 \cdot 10^4$ ).

Исследования эволюции зеренного и внутризеренного ансамбля стали 40Г17ЮЗ показали, что электростимулирование способно оказывать существенное влияние на дефектное состояние материала. Токсовая обработка образцов горячей прокатки сопровождается увеличением среднего размера зерен и коэффициента их анизотропии, а также существенным ростом угла рассеивания вектора структурной текстуры.

Электростимулирование горячекатаных образцов, подвергнутых циклическому нагружению, приводит к незначительному увеличению средних продольных и поперечных размеров зерен и существенному росту средней величины угла рассеяния вектора структурной текстуры, сопровождающемуся значительным расширением спектра его значений. При этом следует отметить, что электроимпульсное воздействие на зеренную структуру горячекатаной стали оказалось более значимым, чем на данную сталь, но подвергнутую циклическим нагружениям. Очевидно, причиной этому является перестройка зеренной и внутризеренной структуры горячекатаной стали в процессе циклирования.

Разрушение стали в результате многоцикловых усталостных испытаний, а также в условиях электростимулирования, сопровождается множественным микродвойникованием и, по-видимому,  $\gamma \rightarrow \epsilon$  мартенситным превращением, способствующим формированию микротрещин.

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОЙ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

В.В.Коваленко, О.В.Соснин, В.Е.Громов, В.В.Целлермаер,  
С.В.Коновалов, Э.В.Козлов\*, Ю.Ф.Иванов\*

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*

[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

*\*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*

[kozlov@mail.tomsknet.ru](mailto:kozlov@mail.tomsknet.ru)

Изменения дислокационной субструктуры позволяют оценить приближение наступления критической стадии разрушения при усталости. Важным является возможность восстановления ресурса металла, его долговечности и работоспособности за счет внешних энергетических, и в первую очередь импульсных токовых, воздействий. Такие воздействия проявляются в структурных и фазовых изменениях. Эта задача особенно актуальна в проблеме малоциклового усталости аустенитных сталей.

Целью данной работы являлось установление физической природы структурно-фазовых превращений в нержавеющей стали 08X18H10T и частичного восстановления ее ресурса в условиях стимуляции токовыми импульсами при малоциклового усталости.

Методами оптической и электронной микроскопии установлено, что:

1. В исходном состоянии в стали 08X18H10T выделены высокоанизотропные, среднеанизотропные (с двойниками и без двойников) и изотропные зерна и выявлена устойчивая связь структурной текстуры стали с установленными типами зерен.
2. При малоцикловых усталостных испытаниях снижается объемная доля высокоанизотропных зерен. Убывает их коэффициент анизотропии, возрастает угол отклонения вектора структурной текстуры.
3. Существуют в стали два типа строчечности – карбидная и углеродная. Поперечные размеры высокоанизотропных зерен, размеры зерен средней анизотропии и средние расстояние между строчками соизмеримы между собой.
4. Исследуемая сталь характеризуется следующим набором дислокационных субструктур: дислокационный хаос, сетчатая и фрагментированная. Внутри фрагментов содержатся либо хаотически распределенные дислокации, либо дислокационные сетки. Дислокации в большинстве случаев декорированы частицами вторых фаз.
5. Местами зарождения микротрещин являются границы фрагментов и межфазные границы раздела  $\gamma/\epsilon$  и карбид/ $\gamma$ . Найдена корреляция между плотностью микротрещин и объемной долей кристаллов  $\epsilon$ -мартенсита. Обнаружена связь траектории развития микротрещин с границами высокоанизотропных зерен и межфазными границами. На поверхности разрушения выделяются три зоны ее развития – зона стабильного роста трещины, зона ускоренного роста трещины и зона долома.
6. При электростимулировании увеличивается скалярная плотность дислокаций, объемная доля фрагментированной структуры, плотность субграниц, границ двойников и зерен.
7. Эффект улучшения свойств стали при электростимулировании во многом связан с природой зарождения и развития микро- и макротрещин. Пробег трещины за цикл испытаний в исходных образцах больше, чем в стимулированных.
8. Пластифицирующий эффект электростимулирования имеет многофакторный характер и сопровождается уменьшением плотности возможных мест зарождения микротрещин, значительным затруднением их продвижения, что сдвигает разрушение к более высокому числу циклов разрушения.

## ИЗМЕНЕНИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 45Г17ЮЗ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ И ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАНИИ

О.С. Лейкина, С.В. Коновалов, О.В. Соснин, В.В. Целлермаер,  
В.В. Коваленко, В.Е. Громов, Э.В. Козлов\*

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*

[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su), [konovserg@mail.ru](mailto:konovserg@mail.ru)

*\*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия*

[kozlov@mail.tomsknet.ru](mailto:kozlov@mail.tomsknet.ru)

Несмотря на растущее использование импульсных токовых воздействий для целей повышения ресурса эксплуатации изделий из металлов и сплавов, наука о процессах, протекающих при этом, в настоящее время находится на стадии накопления экспериментальных фактов. Настоящая работа посвящена исследованию превращений, протекающих в дислокационной подсистеме аустенитной стали, подвергнутой многоцикловому усталостному нагружению и последующей обработке электрическим током.

В качестве материала исследований была использована аустенитная сталь 45Г17ЮЗ после горячего проката. Образцы для исследований имели концентратор напряжений в виде полукруглого выреза. Усталостные испытания проводили по схеме симметричного циклического консольного изгиба. Разрушение образцов происходило при числе циклов испытания  $N = 10,2 \cdot 10^4$ , за промежуточную точку брали образцы, испытанные при  $N = 7 \cdot 10^4$ . Анализ фазового состава и дефектной структуры проводили методами электронной дифракционной микроскопии тонких фольг.

Проведенные электронно-микроскопические дифракционные исследования субструктуры стали 45Г17ЮЗ, подвергнутой циклическим испытаниям и последующему электростимулированию, показали, что циклирование стали сопровождается, во-первых, эволюцией дислокационной субструктуры путем перестройки хаоса в сетчатую субструктуру; во-вторых, увеличением скалярной плотности дислокаций в сетчатой и фрагментированной субструктурах; в-третьих, повышением кривизны-кручения кристаллической решетки областей материала с сетчатой дислокационной субструктурой и некоторым снижением – во фрагментированных участках материала.

Последующая обработка циклированной стали электрическим током привела к перестройке дислокационной субструктуры с образованием дислокационного хаоса, к коррелированному снижению скалярной плотности дислокаций и величины кривизны кручения кристаллической решетки стали, к формированию микродвойников, расположенных, в основном, в сетчатой субструктуре.

Высказано предположение о термическом и не термическом механизмах воздействия электрического тока на субструктуру стали. Установлено, что электростимулирование оказывает двойственное влияние на структуру стали: стимулирует процессы возврата и, одновременно, процессы увеличения плотности дислокаций. Следовательно, процессы возврата, протекающие в стали при электростимулировании, нельзя корректно анализировать без использования методов электронной дифракционной микроскопии.

## ОБ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОМ ЭФФЕКТЕ

В.А.Петрунин, В.Я.Целлермаер, В.Е.Громов, Н.К. Дорошенко

Сибирский государственный индустриальный университет, Россия  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

В физике пластической деформации (электропластической, в частности) сформировалось несколько направлений, исследующих ее мезоскопический уровень: механические модели химических реакций с диффузией и синергетические эволюционные модели [1,2]. Поэтому поведение дислокационного ансамбля будем рассматривать в подходе, близком рассмотренному в [2].

В этих работах использована идеология подчинения [1] пластической деформации крупномасштабным смещениям [2] в материале, что позволяет провести теоретические и экспериментальные оценки значений многих макро- и микропараметров материалов. Под “подвижными” дислокациями (они же подчиняющие) понимаются [2] дислокации (“дилатация и сдвиг, приходящиеся на атом”), порожденные электронным “ветром”, а под “закрепленными” – “наклепанные” волочением, усталостными испытаниями и т.п.

В [2] также показано, что двухмодовый режим (два уравнения на смещения и пластическую деформацию) отвечает слабо выраженной пластичности (например, это режим термического расширения [2]), а одномодовый режим (редукция системы двух уравнений к одному – для смещения) – развитой пластической деформации в условиях джоулева нагрева током (пластичность плюс термическое расширение от нагрева электрическим током). Последний режим допускает точную количественную трактовку на языке дифференциальных уравнений [2].

Анализ экспериментальных значений параметров стали неплохо согласуется с выражением для эффективных напряжений электронного ветра  $\sigma = (m v_F / e) j$ , использованного в [2], где  $m$  – масса электрона,  $v_F$  – скорость электрона на поверхности Ферми,  $e$  – заряд электрона,  $j$  – плотность тока. В целом электропластический эффект (ускорение дислокаций током) объясняется согласованным поведением подвижных и закрепленных дислокаций (ростом фактора собственных напряжений подвижных дислокаций [2]).

### Список литературы

1. А.И.Олемской, В.А.Петрунин // Изв.вузов. Физика.- 1987.- № 1.- С.82-121.
2. В.А.Петрунин, В.В.Коваленко, С.В.Коновалов, В.Е.Громов, О.В.Соснин // Изв.вузов. Черная металлургия. – 2000.- № 12.- С.46-50.

## АТОМНОЕ УПОРЯДОЧЕНИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СПЛАВОВ ЖЕЛЕЗО-КРЕМНИЙ

М.В.Медведев, А.М.Глезер, И.Н.Воронов, В.Е. Громов

*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии имени  
И.П.Бардина, г. Москва*

*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)*

Проведено исследование влияния различных легирующих элементов на модуль нормальной упругости  $E$  и предел текучести  $\sigma_{0,2}$  сплавов железа с 11 и 12 ат.%. В качестве третьего компонента использовались элементы-аналоги кремния (Al, Ga) и элементы-аналоги железа (Ni, Co, Cr, Mn, Nb).

Показано, что увеличение содержания Si в бинарном сплаве от 11 до 12 ат.% приводит к некоторому возрастанию величины  $E$  – модуля упругости, что обусловлено эффектами атомного упорядочения. Легирование хромом практически не влияет на величину  $E$ , легирование кобальтом увеличивает ее, а легирование алюминием и особенно галлием – снижает. В принципе модуль упругости связан с величиной сил межатомного взаимодействия, которые для заданного набора компонентов сплава в свою очередь зависят от межатомного расстояния в кристаллической решетке.

Проведенное сравнение концентрационных зависимостей параметра решетки и модуля нормальной упругости, позволило заключить, что вид концентрационных зависимостей  $E$  определяется характером изменения межплоскостных расстояний при введении легирующего элемента. Установлено, что увеличение параметра решетки достигается в случае легирования галлием, алюминием, ниобием, хромом и марганцем, причем наиболее резкое повышение наблюдается для тройных сплавов систем Fe-Si-Ga и Fe-Si-Al, то есть в случае тех элементов, которые вводились в сплав вместо кремния. Среди элементов, вводимых в сплав вместо железа, наиболее резкое увеличение параметра решетки вызывает ниобий. В случае легирования кобальтом наблюдается обратный эффект – уменьшение параметра решетки с ростом содержания легирующего элемента.

Наблюдается возрастание предела текучести при введении атомов Cr, Mn и Nb, сложный характер изменения величины  $\sigma_{0,2}^0$  при легировании Ni и практически постоянное значение  $\sigma_{0,2}^0$  при добавлении Co. Легирование Al и Ga вызывает некоторое падение предела текучести.

## РАЗРУШЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ НА ПОВЕРХНОСТЬ ИМПУЛЬСНЫХ ПЛАЗМЕННЫХ СТРУЙ

Е.А. Будовских, Е.В. Мартусевич

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

Исследовали разрушение поверхностных слоев различных материалов при обработке плазменными струями электровзрывных источников. Обработка поверхности катодной меди приводила к зернограничному разрушению, вследствие наличия на границах зерен крупных оксидных включений. При воздействии пучка микротрещины, ориентированные параллельно поверхности, под действием возникающих сдвиговых напряжений становились неустойчивыми. Доходя до тройных стыков зерен, они испытывали ветвление, а после охлаждения под действием нормальных растягивающих напряжений – дополнительный рост с выходом в уже закристаллизованную зону воздействия. Проведенный анализ показывал ограничение практического использования данного вида обработки при воздействии на сплавы, содержащие хрупкие фазы.

Испытания на термостойкость данных исходных покрытий без обработки и покрытий с наведенными трещинами, показали ее повышение в 1,5 раза. Данные по разрушению теплозащитных покрытий, полученные нами согласуются с результатами работ других авторов, в которых было также показано, что плазменная обработка покрытий с оплавлением поверхности приводит к структурной трансформации оксидного слоя  $ZrO_2 - Y_2O_3$ , что существенно снижает его газопроницаемость и скорость роста окислы на границе материала покрытия с основой.

В тоже время импульсная плазменная обработка может эффективно использоваться для «упрочнения» хрупких материалов путем наведения на них сетки мелких трещин. Так при обработке теплозащитных покрытий из оксида циркония толщиной слоя до 60 мкм в них возникала сетка трещин глубиной до 10 мкм, которая, как показали исследования, позволяла снижать концентрацию напряжений в поверхностных слоях при эксплуатации покрытий.

# ГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРЫ В РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ, ФОРМИРУЮЩИЕСЯ ПРИ ДИФФЕРЕНЦИРОВАННОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ И В ХОДЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

В.В. Грачев, В.Д. Сарычев, В.И. Петров, В.Е. Громов

*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия*  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

В настоящее время очевидно, что однородность металлических материалов не всегда является желательной. Большой интерес представляют материалы с градиентной структурой [1, 2]. Перспективным может быть создание градиентных структур в рельсовой стали с целью повышения эксплуатационной стойкости и долговечности железнодорожных рельсов [1, 3]. Одним из способов формирования градиентной структуры рельсовой стали является дифференцированная закалка, при которой упрочнение достигается как суммарный эффект локального и общего воздействия на металл [1, 2]. Возникновение градиентных структурно-фазовых состояний было обнаружено также в рельсах, находившихся в интенсивной эксплуатации [5].

Показано, что дифференцированная закалка рельсовой стали М76 создает в головке рельса приповерхностный слой (на глубину 1,0-2,0 мм) повышенной твердости и износостойкости, с трехслойной градиентной структурой, структурно-фазовый состав и дисперсность которой не только существенно отличны от таковых для остального объема рельсового металла, но и немонотонно изменяются по мере удаления от поверхности – в пределах градиентного слоя. Математическая модель на основе расчета температурного поля [4] и моделирования анизотермического превращения аустенита позволяет теоретически предсказывать структурно-фазовое состояние и свойства рельсовой стали при данном режиме дифференцированной закалки.

Результаты исследования рельсов после эксплуатации свидетельствуют о формировании в головке рельса, в процессе эксплуатации, приповерхностного слоя толщиной порядка 100 мкм с чрезвычайно мелкодисперсной структурой и высокой твердостью, и переходного слоя между приповерхностным объемом и основным материалом. Показано, что воздействие со стороны колес подвижного состава в той или иной степени, модифицирует металл головки рельса на глубину 1,0-1,5 мм от поверхности катания. Характер структуры приповерхностного слоя и наличие переходной зоны позволяют говорить о существенном сходстве «естественных» градиентных структур в рельсах после длительной эксплуатации с «искусственными», получаемыми в рельсовой стали при дифференцированной термической обработке.

## Список литературы

1. Громов В.Е., Бердышев В.А., Козлов Э.В. и др. Градиентные структурно-фазовые состояния в рельсовой стали.– М.: «Недра коммюникейшинс ЛТД», 2000.– 176 с.
2. Малинов Л.С. Получение макронеоднородной регулярной структуры в сталях методами дифференцированной обработки // МиТОМ. 1997. № 4. С. 7-11.
3. Актуальные проблемы производства рельсов / Под ред. В.Е. Громова: СибГИУ. – Новокузнецк, 2001. – 260 с.
4. Сарычев В.Д., Рыбняц В.А., Грачев В.В. и др. Анализ теплофизической ситуации при дифференцированной закалке // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. 2001. № 4. С. 46-48.
5. Иванисенко Ю.В., Бауманн Г., Фехт Г. и др. Наноструктура и твердость «белого слоя» на поверхности железнодорожных рельсов // Физ. мет и металловед. 1997. Т.83. № 3. С. 104-111.

# ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СОЕДИНЕНИЯ ЖЕЛЕЗО-КРЕМНИЙ

А.М.Глезер, М.В.Медведев, И.Н.Воронов

*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии имени И.П.Бардина, г. Москва  
Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк*

Проведено исследование влияния различных легирующих элементов на характер деформационного упрочнения сплавов железа с 11 и 12 ат.% Si. В качестве третьего компонента использовались элементы-аналоги кремния (Al, Ga) и элементы-аналоги железа (Ni, Co, Cr, Mn, Nb). Введение в базовые сплавы элементов-аналогов кремния проводилось путем замещения атомов кремния, а элементов-аналогов железа – путем замещения атомов железа.

Поликристаллические сплавы выплавлялись в вакуумной печи «Бальцерс» и проходили термическую обработку по режимам, предусматривающим либо получение равновесного состояния (длительный ступенчатый отжиг в интервале температур 500-800<sup>0</sup>С), либо получение неравновесного состояния высокотемпературного неупорядоченного твердого раствора (закалка от температуры 1000-1100<sup>0</sup>С). Механические испытания проводились при комнатной температуре по схеме одноосного сжатия. Величина коэффициента деформационного упрочнения  $\Theta = d\sigma / d\varepsilon$  определялась по диаграммам сжатия после перестраивания первичных кривых в координатах истинное напряжение - истинная деформация.

Испытания показали, что вид кривых течения всех исследованных сплавов качественно аналогичен: отсутствуют стадии линейного упрочнения, наблюдавшиеся на диаграммах деформации упорядоченных поликристаллических сплавов Fe с 14-25 ат.% Si, и после участка упругой деформации наступает стадия параболического упрочнения.

Как показали проведенные эксперименты, характер влияния легирования на коэффициент упрочнения железокремнистых сплавов сильно зависит от природы легирующего элемента. Установлено, что легирование кобальтом – увеличивает величину коэффициента деформационного упрочнения  $\Theta$ , а все остальные легирующие элементы – уменьшают его.

Установлена корреляция между энергией сдвиговых антифазных границ, входящих в состав сверхструктурных дислокационных комплексов, и характером параболического деформационного упрочнения. Корреляция имеет линейный или параболический характер в зависимости от структурного состояния базового сплава.

Так, для сплавов Fe-12 ат.% (Si, Me) выполняется четкая линейная зависимость: чем выше энергия АФГ в сплаве, тем выше коэффициент деформационного упрочнения, определяемый при постоянной степени пластического течения.

Для сплавов (Fe, Me) – 11 ат.% Si также наблюдается рост  $\Theta_{0,05}$  при повышении  $(\gamma_{АФГ})^i / (\gamma_{АФГ})^0$ , однако линейная зависимость при относительно малых значениях энергии АФГ переходит в параболическую при значениях  $(\gamma_{АФГ})^i / (\gamma_{АФГ})^0 \approx 0,95$ . Возможно, такой переход обусловлен сложным структурно-фазовым состоянием сплавов Fe-Si при 11 ат.% Si. При анализе использовалось соотношение энергии антифазных границ для данного сплава и другого, принятого за стандартный:

$$(\gamma_{АФГ})^i / (\gamma_{АФГ})^0 = (W_i \eta_i^2 / a_i^2) / (W_0 \eta_0^2 / a_0^2),$$

где  $W_i$  и  $W_0$ ,  $\eta_i$  и  $\eta_0$ ,  $a_i$  и  $a_0$  – соответственно энергия упорядочения, степень дальнего порядка и параметр кристаллической решетки для данного сплава и для стандартного.

## ПОСТРОЕНИЕ КРИВОЙ МАЛОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ ПО ИЗМЕРЕНИЮ СКОРОСТИ УЛЬТРАЗВУКА

И.А. Грецкая, О.В. Соснин, С.В. Коновалов, В.В. Целлермаер, В.Е. Громов

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su), [konovserg@mail.ru](mailto:konovserg@mail.ru)

Проблемы малоциклового усталости, связанные с достоверностью оценки несущей способности и ресурса элементов агрегатов, в основном определяются как точностью определения напряженно-деформированного состояния, и кинетикой его поциклового изменения в опасных зонах, так и адекватностью принятых критериев локальной прочности материала.

В работе показана возможность построения кривой усталости  $\sigma(N)$  по данным измерения скорости ультразвука, используемой в качестве информативного параметра [1,2]. Расчет производился для образцов размеры которых приведены в [2] с концентратором напряжений, нагружаемых по схеме отнулевого изгиба.

Коэффициент интенсивности напряжений рассчитывали согласно [3]:  $K = (4,12PL\sqrt{a^{-3} - a^3}) / (t\sqrt{\varrho^3})$ , где  $a$  – характеристический размер трещины;  $\varrho$  – радиус концентратора напряжений;  $t$  – толщина образцов;  $L$  – расстояние от точки закрепления до места приложения нагрузки  $P$ .

Считая, что образец изгибается по дуге окружности, напряжения рассчитывали по формуле:  $\sigma = 4Etf(l^2 + 4f^2)$ , где  $E$  – модуль упругости;  $f$  – стрела прогиба;  $l$  – расстояние между опорами.

Измеряли скорость поверхностной волны Релея  $c_k$  методом автоциркуляции импульсов [1]. Связь между  $c_k$  и модулем сдвига  $G$  имеет вид [4]. Имеем

$c_k = \frac{0,87 + 1,12\sigma}{1 + \sigma} \sqrt{\frac{G}{\rho}}$ . В зависимости от частоты изгибных колебаний  $G$  оценивали по

формуле [5]:  $G = \rho \frac{l^2}{p^2} v^2 F\left(\frac{\varrho}{t}\right)$ , где  $p$  – номер гармоники. Для консольно закрепленного

образца при первой гармонике  $\lambda = 4l$ ,  $\varrho/t = 1,75$ ;  $F(b/t) = 6,5$ . Тогда связь напряжения со

скоростью ультразвука будет иметь вид:  $\sigma = \frac{P(c_{омн} + 1)c_0 - 0,87lf \sqrt{F\left(\frac{\varrho}{t}\right)}}{1,12lf \sqrt{F\left(\frac{\varrho}{t}\right)} - p(c_{омн} + 1)c_0}$ , где относи-

тельная скорость ультразвука  $c_{омн} = (c_k - c_0)/c_0$ . Зная зависимость  $c_{омн}(N)$  легко построить кривую усталости  $\sigma(N)$

### Список литературы

1. Муравьев В.В., Зуев Л. Б., Комаров К.Л. Скорость звука и структура сталей и сплавов. Новосибирск.: Наука, 1996. 283с.
2. Соснин О.В., Громов В.Е., Козлов Э.В. и др. Электростимулированная малоцикловая усталость. М.: Недра коммюникейшинс ЛТД. 2000. 208 с.
3. Стеклов О.И. Стойкость материалов и конструкций к коррозии под напряжением. М.: Материаловедение. 1990. 384с.
4. Шевалдочкин В.Г. // Заводская лаборатория. №4. 1998. С.45-48.
5. Металловедение и термическая обработка стали. В 3-х томах. Под ред. Бернштейна М.Л. М.: Металлургия. 1991.

## ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН И ИХ ВЛИЯНИЕ НА СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ

Б. Б. Страумал

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, 142432 Московская область*  
[straumal@issp.ac.ru](mailto:straumal@issp.ac.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 (в особенности нанокристаллических) материалов, в частности, их диффузионная проницаемость, хрупкость, скорость пластической деформации и максимальное удлинение, скорость миграции границ и роста зерен, электросопротивление и т.д.

Если в объеме находятся в равновесии две фазы  $\alpha$  и  $\beta$  (твердая фаза и расплав или две твердые фазы), то граница зерен в фазе  $\alpha$  может существовать в равновесном контакте с фазой  $\beta$ , только если энергия границы зерен  $\sigma_{ГЗ}$  будет меньше энергии  $2\sigma_{\alpha/\beta}$  двух межфазных границ  $\alpha/\beta$ . В целом ряде двух- и многокомпонентных систем условие  $\sigma_{ГЗ} < 2\sigma_{\alpha/\beta}$  нарушается при повышении температуры (или понижении давления). Тогда при некоторой температуре  $T_w$  (или давлении  $P_w$ ) происходит зернограничный фазовый переход смачивания (обволакивания). В результате, в двухфазной области объемной фазовой диаграммы появляется конода зернограничного фазового перехода смачивания (обволакивания) при  $T_w$  (или  $P_w$ ). Выше  $T_w$  (или ниже  $P_w$ ) энергия границы зерен  $\sigma_{ГЗ}$  становится больше энергии двух межфазных границ  $2\sigma_{\alpha/\beta}$ , и граница зерен не может более сосуществовать в равновесном контакте с фазой  $\beta$ . Слой фазы  $\beta$  должен заменить границу зерен. Зернограничные фазовые переходы смачивания рассматриваются на примере систем Al–Sn, Al–Ga, Al–Sn–Ga, Cu–In, Cu–Bi, Fe–Si–Zn, Mo–Ni, W–Ni, Zn–Sn и Zn–In. Зернограничные фазовые переходы обволакивания рассматриваются на примере систем Al–Zn, W–Ni, W–Cu.

В ряде систем конода зернограничного фазового перехода смачивания (обволакивания) может иметь продолжение в однофазной области объемной фазовой диаграммы, где в объеме в равновесии находится только твердый раствор. Такое продолжение представляет собой линию зернограничного солидуса (сольвуса). Она начинается в точке пересечения коноды  $T_w$  с объемным солидусом (сольвусом) и заканчивается в точке плавления одного из компонентов. Между линиями зернограничного и объемного солидуса (сольвуса) на границе зерен присутствует тонкий слой зернограничной фазы, толщина которой является функцией концентрации и температуры. При пересечении линии зернограничного солидуса происходит зернограничный фазовый переход предсмачивания (предплавления). Такие переходы рассматриваются на примере систем Cu–Bi, Al–Ga, Al–Pb, Al–Mg, Al–Mg–Zn, Al–Mg–Cu, Al–Mg–Si, Fe–Si–Zn и W–Ni. Наличие прослойки зернограничной фазы приводит к повышенной диффузионной проницаемости и подвижности границ, сегрегации на границах. Представления о зернограничном солидусе позволяют объяснить феномен высокоскоростной сверхпластичности, а также явления при активированном и жидкофазном спекании.

*Автор благодарит РФФИ (проект 01-02-16473), ИНТАС (проект 99-1216), Миннауки и образования ФРГ (WTZ-проект RUS 00/209) и программу сотрудничества РАН с Королевской академией наук Швеции за финансовую поддержку работы.*

# ЭФФЕКТ ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ В ОБЛАСТИ РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫХ ДИССИПАТИВНЫХ СТРУКТУР

В.С.Хмелевская, В.Г.Малынкин

*Обнинский институт атомной энергетики, Россия,*  
[khamel@iate.obninsk.ru](mailto:khamel@iate.obninsk.ru)

Эффект дальнего действия (эффект глубокого и сверхглубокого проникновения фронта радиационных повреждений при облучении поверхности материала быстрыми частицами) представляет существенный практический и фундаментальный интерес и интенсивно исследуется. Тем не менее, природа данного эффекта остается практически непонятой.

В случае облучения ионами средних энергий (десятки кэВ) вслед за тонким (порядка 100 А) слоем, насыщенным имплантируемыми атомами, простирается протяженный (от нескольких микрон до десятков или сотен микрон) слой с измененными свойствами, в котором обнаруживаются:

- сильное упрочнение;
- аномально глубокое залегание дефектов, индуцированных облучением;
- изменение параметров кристаллической структуры, появление радиационно-индуцированных фаз на большой глубине.

В рамках существующей теории предлагаются следующие объяснения: во-первых, появление в поврежденном ионной бомбардировкой слое напряжений, в поле которых может происходить перемещение дефектов, которые могут инициировать структурные превращения. Во-вторых, причиной дальнего действия называют радиационно-стимулированную диффузию. Однако в обоих случаях совокупность имеющихся экспериментальных фактов не получает адекватного объяснения. В последнее время рассматривается также принципиально иной механизм взаимодействия излучения с твердым телом, в основе которого лежит не парное, а кооперативное взаимодействие вещества с быстрыми частицами. В этом случае фронт радиационного повреждения будет перемещаться существенно быстрее, чем при диффузионном перемещении отдельных атомов и точечных дефектов, и становится возможным радиационное изменение значительно более толстых слоев.

В работах авторов исследовался эффект дальнего действия для тех случаев взаимодействия твердого тела с излучением, когда нелинейные процессы приводят к образованию специфических неравновесных состояний – диссипативных структур (типичный случай кооперативного взаимодействия). Эксперименты убедительно обнаруживают в этом случае эффект дальнего действия – в поперечном сечении облученных образцов наблюдаются «радиационные белые слои» – слои измененной травимости, значительно превышающие толщиной проективные слои, предсказываемые теорией; дифракционные изменения, соответствующие новому фазовому состоянию, простираются на несколько микрон; также на большой глубине наблюдаются изменения свойств.

## Список литературы

1. Хмелевская В.С., Малынкин В.Г., Соловьев С.П., Ислам Н., Базалева К.О. Эффект дальнего действия в условиях радиационно-индуцированного кинетического фазового перехода // Письма в ЖТФ. 1996. Т.22, Вып.5.С.9 – 13.
2. Быков В.Н., Малынкин В.Г., Хмелевская В.С. Эффект дальнего действия при ионном облучении // Вопр. атомн.науки и тех. Сер.ФРП и РМ.1989. Вып. 3(50). С.45 – 52.

## НЕРАВНОВЕСНЫЕ ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН. ТЕОРИЯ И ПРИЛОЖЕНИЯ.

В.Н.Чувильдеев

*Нижегородский государственный университет, Россия,*  
[fmv@phys.unn.runnet.ru](mailto:fmv@phys.unn.runnet.ru)

Проведено теоретическое описание структуры, термодинамических параметров и диффузионных свойств равновесных и неравновесных большеугловых границ зерен. Показано, что структура границ может быть описана с помощью «островковой модели». При этом основным параметром, характеризующим распределение островков и, соответственно, структурное состояние границ, является свободный объем. Предложена модель, позволяющая связать величину свободной энергии и энтропии границ с величиной свободного объема и термодинамическими константами материала. Предложена новая модель диффузии в границе, имеющей островковое строение. Модель основана на представлениях о гетерофазных флуктуациях, при которых меняются размеры островков, имеющих высокую диффузионную проницаемость. Показано, что аномалии в диффузионных параметрах и термодинамических характеристиках неравновесных границ являются следствием увеличения их свободного объема за счет свободного объема, вносимого попавшими в границы решеточными дислокациями. Получены выражения, описывающие изменение энергии границ и их диффузионных параметров при их взаимодействии с отдельными дислокациями и с потоками решеточных дислокаций. Определена зависимость коэффициента зернограницной диффузии от скорости деформации и параметров структуры материала.

На основе теории неравновесных границ зерен рассмотрены процессы, контролируемые диффузией в неравновесных границах зерен. Описаны особенности зернограницной диффузии, зернограницного проскальзывания, процессов возврата и рекристаллизации в материалах с неравновесными границами зерен – нано- и микрокристаллических металлах и сплавах, приготовленных по технологии многоциклового равноканального углового прессования.

*Авторы благодарят за поддержку Международный научно-технический центр ISTC (грант 1413-00), РФФИ (грант 00-02-16546), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Грязнов М.Ю., Сысоев А.Н., Чувильдеев В.Н., В.И.Копылов\*

*Научно-исследовательский физико-технический институт  
Нижегородского государственного университета, Россия,*

[fmv@phys.unn.runnet.ru](mailto:fmv@phys.unn.runnet.ru)

*\*Физико-технический институт НАН, Беларусь,*

[kpl@htmi.ac.by](mailto:kpl@htmi.ac.by)

В работе проведены экспериментальные и теоретические исследования внутреннего трения в микрокристаллических меди, никеле и хромовой бронзе, полученных по технологии равноканального углового прессования (РКУ-прессования).

Объекты исследования: медь марки М1 (99,98 ат.%), никель марки НП-1 (99,91 вес.%) и хромовая бронза БрХр-0,38 (Cu-0,38%Cr). Образцы представляли собой поликристалл со средним размером зерна 150÷200 нм. Микрокристаллическое состояние получено по технологии РКУ-прессования. Для измерения внутреннего трения в работе использовались акустическая резонансная установка (килогерцовый диапазон частот) и установка обратный крутильный маятник (герцовый диапазон частот). Исследованы температурная и временная зависимости внутреннего трения в режиме непрерывного нагрева и охлаждения в интервале температур 20÷500 °С и в режиме изотермического отжига в диапазоне температур 100÷400 °С. Показано, что внутреннее трение в микрокристаллических материалах существенно отличается от поведения величины внутреннего трения в крупнокристаллических металлах. Обнаружен новый пик на температурной и временной зависимости внутреннего трения в микрокристаллических меди и никеле.

Предложены дислокационная и зернограничная модели, позволяющие объяснить наблюдаемые в микрокристаллических металлах аномалии внутреннего трения. Показано, что внутреннее трение в килогерцовом диапазоне частот в микрокристаллических металлах обусловлено термоактивируемым движением дислокационных перегибов; в герцовом диапазоне частот особенности внутреннего трения в микрокристаллических металлах могут быть объяснены совместным действием двух механизмов: дислокационного и зернограничного. Предложенные модели внутреннего трения хорошо описывают экспериментальные данные, полученные в микрокристаллических металлах.

*Авторы благодарят за поддержку Международный научно-технический центр ISTC (грант 1413-00), РФФИ (грант 00-02-16546), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

## ПРОЦЕССЫ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ, ПРИГОТОВЛЕННЫХ РКУ-ПРЕССОВАНИЕМ

И.М. Макаров, А.В. Нохрин, В.Н. Чувильдеев, В.И. Копылов\*  
Нижегородский государственный университет, Россия,  
[fmv@phys.unn.runnet.ru](mailto:fmv@phys.unn.runnet.ru)

\*Физико-технический институт НАН, Беларусь,  
[kpl@htmi.ac.by](mailto:kpl@htmi.ac.by)

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований процессов возврата и рекристаллизации в микрокристаллических (МК) меди и никеле, полученных методами равноканального углового (РКУ) прессования. Приведены данные экспериментальных исследований зависимости среднего размера зерна от температуры и длительности изотермических отжигов, скорости нагрева и степени деформации (числа циклов РКУ-прессования).

Экспериментально показано, что вблизи точки начала рекристаллизации процесс роста зерен носит необычный характер – на фоне достаточно стабильной микрокристаллической матрицы существенно укрупняются лишь отдельные зерна. Показано, что в этих условиях функция распределения зерен по размерам является бимодальной, а объемная доля аномально растущих зерен экспоненциально нарастает со временем. Экспериментально установлено, что энергия активации процесса аномального роста зерен в МК металлах оказывается сопоставимой с энергией активации процессов зернограничной диффузии по неравновесным границам зерен МК-металлов.

Установлено, что величина температуры рекристаллизации в МК металлах не монотонно зависит от степени предварительной РКУ-деформации.

Для объяснения эффекта аномального роста зерен в работе предложена модель процесса рекристаллизации в МК-металлах, позволяющая определять зависимость температуры от времени и скорости нагрева, а также величины предварительной деформации. Рассмотрена модель, описывающая кинетику роста зерен в МК-металлах, позволяющая объяснить экспериментально наблюдаемую зависимость среднего размера зерна от времени изотермического отжига и температуры при различных скоростях нагрева.

В основе моделей лежат представления о закономерностях взаимодействия решеточных дислокаций с неравновесными границами зерен МК металлов и особенностях кинетики процессов возврата в неравновесных границах зерен, контролирующих начало процесса аномального роста зерен.

*Авторы благодарят за поддержку Международный научно-технический центр ISTC (грант 1413-00), РФФИ (грант 01-02-16546), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

## ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg-Sc-Zr, ПРИГОТОВЛЕННЫХ ПРИ ПОМОЩИ МЕТОДА РКУ-ПРЕССОВАНИЯ.

А.В.Нохрин, И.М. Макаров, Е.С.Смирнова, Ю.Г.Лопатин, В.Н.Чувильдеев,  
*Нижегородский государственный университет, Россия,*

[fmv@phys.unn.runnet.ru](mailto:fmv@phys.unn.runnet.ru)

В.И.Копылов

*Физико-технический институт НАН, Беларусь,*

[kpl@htmi.ac.by](mailto:kpl@htmi.ac.by)

В работе представлены результаты исследований стабильности структуры и свойств алюминиевых сплавов системы Al-Mg-0.2%Sc-0.15%Zr с различным содержанием магния (0, 1.5% и 3.0%), полученных путем многоциклового равноканального углового (РКУ) прессования. Экспериментальные исследования проводились как при помощи прямых структурных методов (оптическая, атомно-силовая и просвечивающая электронная микроскопия), так и с помощью различных структурно-чувствительных методов (методика электросопротивления, методика микротвердости, методика микропластических и релаксационных испытаний).

Проведенные исследования показали, что использование РКУ-прессования приводит к формированию однородной нано- и микрокристаллической (НМК) структуры со средним размером зерна от 150 нм до 1 мкм (в зависимости от содержания магния в твердом растворе) и к существенному повышению механических свойств. Структурные исследования свидетельствуют о том, что температура рекристаллизации в НМК сплавах Al-Mg-Sc-Zr составляет 150-200 °С, а сам процесс рекристаллизации носит многостадийный характер, связанный с выделением частиц второй фазы.

В работе приведены оригинальные экспериментальные результаты изучения особенностей поведения механических свойств НМК Al-сплавов в условиях одновременного протекания процессов рекристаллизации и дисперсного старения. Показано, что поведение предела макроупругости, предела текучести и микротвердости в этом случае не является коррелированным.

Экспериментальные исследования изотермических зависимостей удельного электросопротивления показало, что кинетика распада твердого раствора в НМК сплавах системы Al-Mg-Sc-Zr существенно отличается от кинетики распада твердого раствора в литых сплавах данной системы. Параллельно проводимые исследования структуры, электрофизических и механических свойств позволили оценить размеры и объемную долю выпадающих дисперсных частиц Al<sub>3</sub>Sc (Zr).

Для объяснения наблюдаемых эффектов построены качественные модели, позволяющие описать кинетику распада твердого раствора, а также закономерности процесса низкотемпературной рекристаллизации в НМК сплавах.

*Авторы благодарят за поддержку Международный научно-технический центр ISTC (грант 1413-00), РФФИ (грант 01-02-16546), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

## ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ Al-Mg-S-Zr, ПРИГОТОВЛЕННЫХ РКУ-ПРЕССОВАНИЕМ

В.Н.Чувильдеев, Пирожникова О.Э., Сысоев А.Н., В.И.Копылов\*

*Нижегородский государственный университет, Россия,*

[fmv@phys.unn.runnet.ru](mailto:fmv@phys.unn.runnet.ru)

*\*Физико-технический институт НАН, р.Беларусь,*

[kpl@htmi.ac.by](mailto:kpl@htmi.ac.by)

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований высокоскоростной сверхпластичности (ВССП) МК сплавов системы Al-Mg-0.22%Sc-0.15%Zr с различным содержанием магния (от 0 до 4.5ат.%) в широком диапазоне скоростей и температур деформирования.

При изучении реологии СП-поведения сплавов в режиме испытаний с постоянной истинной скоростью деформации обнаружен целый ряд особенностей. Установлено, что в условиях ВССП стадия деформационного упрочнения в указанных сплавах имеет необычно большую продолжительность и завершается при деформациях  $\varepsilon_0 \sim 1.5 \div 2$  (в отличие от обычной сверхпластичности, когда  $\varepsilon_0 \sim 0.15 \div 0.2$ ).

Обнаружено, что в широком диапазоне температур и скоростей деформации величина коэффициента скоростной чувствительности  $m$  лежит в интервале  $0.4 \div 0.45$  и слабо коррелирует с достигнутыми исключительно высокими значениями предельных удлинений ( $\delta = 2250\%$  при  $\dot{\varepsilon} = 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ ,  $\delta = 840\%$  при  $\dot{\varepsilon} = 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ ,  $\delta = 540\%$  при  $\dot{\varepsilon} = 10^0 \text{ с}^{-1}$ ).

Установлено, что величина предельной деформации до разрушения в рассматриваемых материалах коррелирует с величиной деформации  $\varepsilon_0$ , соответствующей переходу от стадии деформационного упрочнения к стадии разупрочнения. Показано, что величина предельного удлинения до разрушения и величина коэффициента скоростной чувствительности немонотонно изменяются при увеличении содержания магния.

В основе модели реологии поведения сплавов в условиях ВССП лежат представления теории структурной сверхпластичности [1] и теории неравновесных границ зерен [2]. В соответствии с предложенной моделью характер деформационного упрочнения определяется влиянием полей внутренних напряжений, создаваемых распределенными в границах зерен дефектами, накапливающимися на границах в процессе внутризеренной деформации и делокализации. Показано, что в условиях ВССП, в отличие от обычной СП, в границах зерен доминируют скользящие компоненты делокализованных дислокаций [2]. С особенностями поведения этих дефектов связан особый характер упрочнения и низкие значения коэффициента скоростной чувствительности.

*Авторы благодарят за поддержку Международный научно-технический центр ISTC (грант 1413-00), РФФИ (грант 00-02-16546), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-исследовательский и образовательный центр сканирующей зондовой микроскопии (НОЦ СЗМ) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

1. Perevezentsev V.N., Rybin V.V., Chuvil'deev V.N. The Theory of Superplastic Deformation. Part I-IV. - Acta Metall.Mater., Vol.40, 1992, PP.887-923.
2. Чувильдеев В.Н. Микромеханизм деформационно-стимулированной зернограницной самодиффузии. Часть 1-3. - Физика металлов и металловедение, 1996, Т. 81, № 5, С. 5-13, № 6, С. 5-13, Т. 82, № 1, С.106-115.

## ФИЗИКА ПРОЦЕССОВ МИКРОВАДЛИВАНИЯ

М.Ш. Акчурин, В.Р. Регель

*Институт кристаллографии РАН,*  
[Акчурин@ns.crys.ras.ru](mailto:Акчурин@ns.crys.ras.ru)

Методами растровой электронной и атомно-силовой микроскопии, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии, рентгеноструктурного анализа и др. изучены процессы микроравливания индентора в различные по структуре и твердости кристаллы (тугоплавкие оксиды, ЦГК, полупроводники). Показано, что релаксация огромных напряжений (порядка модуля сдвига) связана с образованием и перемещением точечных дефектов, что приводит к перестройке структуры с образованием нанокристаллического (НК) состояния. Непосредственно под индентором возникает область с НК структурой, объем которой зависит от нагрузки. Эти области отличаются от недеформированной монокристаллической матрицы повышенной твердостью, интенсивностью люминесценции (примерно в два раза) и пониженной плотностью. Они также отличаются своеобразием химического состава, например, в ионных кристаллах наблюдается заметный недостаток катионов, причем, чем тверже кристалл, тем нарушение стехиометрии больше.

Размер образующихся зерен в данных условиях является характерным для каждого кристалла и практически не зависит от нагрузки, причем, чем тверже материал, тем меньше размер зерен, т. е. твердость определяется работой диспергирования, что и предполагал А.П. Ребиндер еще в 1936 г. Следует отметить, что в отличие от отпечатков зерна на дне царапин оказываются, как правило, вытянутыми и образуют ленточно-столбчатые структуры. Проведенные методом РФЭС исследования показали, что энергии связи электронов в монокристаллической матрице и в областях с НК структурой различаются, т. е. компенсация связей в поверхностном слое зерен осуществляется за счет перестройки электронной структуры. Это может свидетельствовать о некотором изменении симметрии.

Наряду с образованием НК структуры при превышении определенных для каждого кристалла напряжений наблюдается аморфизация материала непосредственно под индентором, а область с НК структурой располагается ниже под аморфным слоем. В некоторых кристаллах (например, Si) под индентором наблюдаются фазовые переходы. Это позволяет предположить, что механизмы фазовых превращений и перехода в НК состояние однотипны, т. е. потеря устойчивости кристаллической структуры при различных на нее воздействиях (температура, высокие напряжения, большие деформации и т. д.) происходит в результате «вымораживания» элементов симметрии. В зависимости от степени «вымораживания» кристалл может перейти в НК состояние (распад структуры на слои, цепочки и отдельные наноблоки), подвергнуться фазовому переходу (перестройка каркаса структуры) или аморфизироваться (полная потеря трансляционной симметрии).

# ДВУХУРОВНЕВАЯ ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НЕЛИНЕЙНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

И.М. Голиборода, К.Н. Русинко, И.В. Кузьо

*Национальный университет “Львівська Політехніка”, Львов, Україна*  
[iholybor@polynet.lviv.ua](mailto:iholybor@polynet.lviv.ua)

В работе исследуется деформационное поведение материала с эффектом памяти формы (ЭПФ) в условиях циклических термомеханических испытаний, приводящих к взаимовлиянию деформационных процессов, качественно различных по своей природе (необратимая деформация дефектного происхождения, обратимая фазовая деформация). Такое взаимовлияние имеет сложный характер: обратимые мартенситные преобразования (ОМП) вызывают накопление дефектов кристаллической структуры, что приводит к появлению остаточных микронапряжений и необратимой деформации; в свою очередь дефекты и остаточные напряжения могут оказывать влияние на ход ОМП. Проявление циклического ЭПФ приводит к постепенной трансформации дислокационной структуры и дальнейшему изменению деформационного поведения материала. Данные явления должны необходимым образом учитываться при описании деформации материалов с ЭПФ.

Эта задача может быть успешно решена в терминах двухуровневой феноменологической модели нелинейной деформации поликристаллов, обобщенной для описания деформационного поведения материалов с ЭПФ [1]. В упомянутой модели величина деформации полагается зависимой от перемещения плоскостей пятимерного пространства девиаторов Ильюшина; каждой указанной плоскости отвечает определенная система скольжения. Плоскости перемещаются самопараллельно, величина перемещения характеризует элементарный акт деформации. При усреднении по нижнему уровню применяется специальная сферическая система координат, обеспечивающая представление компонент деформации в конечном виде. В терминах модели описываются составляющие деформационного процесса различной природы – необратимая деформация дислокационной природы, обратимая мартенситная деформация, упругая деформация, деформация теплового расширения. Каждая составляющая описывается перемещением соответствующего множества плоскостей девиаторного пространства. Учитывается действие различных групп остаточных микронапряжений – зависящих от истории температурных и силовых испытаний, способных и неспособных к релаксации. В терминах единых определяющих соотношений могут быть описаны “мгновенная” пластическая деформация и ползучесть. При исследовании мартенситной деформации учитывается трансформация дислокационной структуры вследствие термомеханических испытаний. Описывается деформационное поведение сплава с ЭПФ на основе железа (тренированные и нетренированные образцы) под воздействием циклических термомеханических испытаний при полной и неполной разгрузке в цикле.

## Список литературы

1. Голиборода И.М. Описание взаимовлияния деформационных процессов разной природы в терминах синтезной модели // Проблемы Прочности. 1998. N 6. С. 124 - 131. – на укр. яз.

## ДЕФЕКТЫ И НАПРЯЖЕНИЯ В КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТЕЛАХ

Теодор Бречко

Варминско-Мазурский Университет в Ольштыне, Польша

[tbrek@uwm.edu.pl](mailto:tbrek@uwm.edu.pl)

Дислокационная пластичность, отжиг, фазовые превращения и другие технологические воздействия приводят к возникновению дефектов кристаллического строения твёрдого тела. Из определения тензора поля дефектов

$$\eta = -inc(\varepsilon^p) = inc(\varepsilon^e), \quad (1)$$

где  $\varepsilon^p$  и  $\varepsilon^e$  – тензоры необратимой и упругой деформации, следует, что несовместимость деформации компенсируется полем остаточных напряжений, как функции обратимой деформации  $\varepsilon^e$ . Поле обратимой деформации имеет сложный характер его можно представить на макро- и мезоуровнях. Эти структурные уровни можно выделить рентгеновскими методами измерения остаточных напряжений. На макроуровне, анализируя сдвиг рентгеновских профилей и рассчитывая на этом основании тензор обратимых деформаций, можно по линейному закону Гука сопоставить тензор напряжений. На основании расширения рентгеновских профилей от семейства кристаллографических плоскостей, например методом гармонического анализа, можно рассчитать параметры тонкой структуры, которые характеризуют остаточное упругое поле на мезоуровне. Такие исследования провели на деформированных пластически силуминах [1]. Полученные результаты подтвердили правильность подхода, согласно которому, из поля остаточных напряжений можно выделить “ориентированные напряжения”. Смысл этого определения доказали, экспериментально деформируя пластически вдоль ломаной траектории образцы силумина. Экспериментальными исследованиями показали, что главные векторы тензора напряжений, генерированных пластической деформацией, вращались в направлении последующих пластических деформаций осуществляемых под неким углом к первоначальной деформации. Экспериментальные исследования подтвердили расчётной моделью [2]. Таким образом, доказали, что ориентированные напряжения имеют природу, аналогичную магнитным доменам. Поведение магнитных доменов в ферромагнетиках хорошо изучено. Однако в настоящее время широкое применение находят магнитно-мягкие материалы. Свои магнитные свойства приобретают они в аморфном состоянии, которое является менее стабильным по сравнению с наноструктурным. Поэтому изучали эволюцию остаточного упругого поля в процессе кристаллизации и эволюцию структуры магнитных доменов. Для этого использовали сплавы на основе Fe и Co.

### Список литературы

1. T. Breczko, Odkształcenia plastyczne polikryształów, Wyd. Polit. Białostockiej, Białystok 1989, str. 131
2. Т. М. Бречко, Эволюция дефектной структуры в процессе необратимой деформации поликристаллов // Журнал Физической Химии, 1995, **69** (8) 1519
3. T. Brechko, Shape memory effect and residual stresses, Tech. Phys., (American Institute of Physics), 1996, **41** (11) 1123

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОЛЕКУЛЯРНЫХ МАГНЕТИКОВ КАК ИНДИКАТОР СПИНОВОГО КРОССОВЕРА В ОБМЕННЫХ КЛАСТЕРАХ

Р.Б.Моргунов, А.А. Баскаков

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, 142432, Россия*  
[morgunov@issp.ac.ru](mailto:morgunov@issp.ac.ru)

Интенсивное исследование магнитоэластических эффектов в диамагнитных кристаллах в последние годы показало, что спиновое состояние дефектов структуры в ряде случаев дает существенный вклад в формирование механических свойств твердых тел. Для изменения эластических свойств кристаллов в «слабых» магнитных полях требуется выполнение целого ряда (зачастую трудно выполнимых) условий молекулярной и спиновой динамики дефектов. Можно ожидать, что чувствительность эластических свойств к магнитному полю не является единственным признаком существования взаимосвязи между спиновыми степенями свободы и механическими свойствами кристаллов. При наличии достаточного разнообразия ситуаций обменного взаимодействия между парамагнитными частицами в кристалле можно и в отсутствие магнитного поля создать условия для управления этим взаимодействием и свойствами кристаллической решетки в целом. Богатую почву для таких исследований дает новая область материаловедения – спиновый дизайн молекулярных магнетиков [1]. Высокие спиновые плотности (по несколько спинов на каждую молекулу кристаллической решетки), наличие магнитных фазовых переходов с изменением полного спина отдельных молекул, возможность целенаправленного управления распределением спиновой плотности в кристалле и, наконец, развитая «индустрия» производства таких кристаллов – все это привлекает интерес как с точки зрения новых фундаментальных аспектов проблемы, так и в плане практических приложений.

Настоящая работа представляет собой попытку установления взаимосвязи между магнитными и механическими свойствами молекулярных гетероспиновых кристаллов нового соединения гексафторацетилацетоната меди и нитронилнитроксила на основе спин-меченного пиразола  $L^{Et}$  [2]. Магнитный фазовый переход в этих кристаллах не приводит к изменению симметрии решетки и межмолекулярных расстояний. Он был обнаружен в [2] по скачкообразному изменению эффективного магнитного момента образца при 220 К. При этой температуре внутри молекул, связанных между собой Ван-дер-Ваальсовым взаимодействием, происходит смена низкоспинового состояния триад  $L^{Et} - Cu^{2+} - L^{Et}$  на высокоспиновое (спиновый кроссовер). Обнаружено, что спиновый кроссовер при 220 К сопровождается скачкообразным увеличением микротвердости кристаллов в  $\sim 2$  раза. Анализ температурной зависимости микротвердости показывает, что наблюдаемое явление, скорее всего, связано с изменением «жесткости» внутримолекулярных связей. Наряду с изменением механических свойств в области фазового перехода обнаружено скачкообразное изменение различных характеристик спектров электронного парамагнитного резонанса, теплового расширения и спектров инфракрасного пропускания кристаллов. Полученные данные свидетельствуют об изменении характера обменного взаимодействия в кластерах и его влиянии на механические свойства парамагнитных кристаллов.

## Список литературы

1. Molecular magnetism, Edited by Koichi Itoh and Minoru Kinoshita, Gordon and Breach Science Publishers, Tokyo, 2000.
2. Ovcharenko V.I, Fokin S.V., Romanenko G.V. et al.//Molecular Physics, 2002, V.32.

# РАВНОМЕРНОСТЬ РАСПАДА ТВЁРДЫХ РАСТВОРОВ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ЯДЕРНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

А.М. Паршин, И.В. Теплухина

*Санкт-Петербургский Государственный Технический Университет, Россия*  
[tvvg@admiral.ru](mailto:tvvg@admiral.ru)

Основными материалами активной зоны существующих энергетических установок являются аустенитные хромоникелевые коррозионно-стойкие стали и сплавы.

Известно, что изменение комплекса физико-механических свойств материалов в процессе облучения определяется в значительной мере характером взаимодействия дислокационной структуры со сложными комплексами радиационных дефектов [1]. В условиях нейтронного облучения происходит ускорение диффузионных процессов, многие твёрдые растворы становятся пересыщенными, в результате чего происходит ускорение зарождения и обособления избыточных карбидных, интерметаллидных и других фаз. Нейтронное облучение усиливает роль гетерогенного зарождения вторичных фаз в результате появления радиационных дефектов и увеличения плотности дислокаций. В связи с этим процессы образования и коалесценции радиационных дефектов и процессы их аннигиляции определяются не только условиями облучения, но и структурным состоянием материала на различных этапах распада твёрдого раствора.

Возникающие при однородном распаде поля структурных напряжений оказываются способными перераспределять потоки разноимённых точечных дефектов, ослаблять или подавлять миграцию межузельных атомов на опасные структурные стоки (экранировать их) и обеспечить возможность их встречи с вакансиями.

В интервале умеренных температур нейтронное облучение оказывает преимущественное влияние на вырождение равномерного относительного удлинения в аустенитных сталях и сплавах [2]. Работоспособность материалов в области умеренных температур следует оценивать не по предельным значениям полного относительного удлинения, а по изменению и предельным значениям равномерного относительного удлинения. Вырождение равномерного удлинения с увеличением дозы облучения приводит к локализации деформации и преждевременному разрушению.

Равномерное внутризёрненное выпадение вторичных фаз в сталях и сплавах и наличие развитого инкубационного периода формирования вторичных фаз обеспечивает ослабление локализации деформации в процессе ползучести по границам зёрен и уменьшает степень развития межзёрненных повреждений.

Развитые авторами в данной работе концепции позволяют уменьшить локализацию повреждаемости и ослабить вредное влияние нейтронного облучения на конструкционные материалы ядерных и термоядерных установок.

## Список литературы

1. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Черняева Т.П. «Радиационные дефекты и распухание металлов», Киев: Наукова Думка, 1988. 294 с.
2. Паршин А.М. «Структура, прочность и радиационная повреждаемость коррозионно-стойких сталей и сплавов», Челябинск: Металлургия, 1988. 655 с.

## ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА МЕТАЛЛА НА ЛОКАЛИЗАЦИЮ ПОВРЕЖДАЕМОСТИ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

А.М.Паршин, А.П.Петкова

*Санкт-Петербургский государственный технический университет, Россия*  
[tvq@admiral.ru](mailto:tvq@admiral.ru)

Рассмотрим влияние условий металлургического передела на чистоту металлов по вредным примесям и неметаллическим включениям. На примере перлитных и аустенитных сталей показано, что применение одинарного и особенно двойного вакуумно-дугового переплава (ВДП) позволяет почти полностью уничтожить скопления и строчечность первичных и вторичных карбидов, нитридов и карбонитридов, а также практически полностью удалить оксиды, силикаты и сульфиды в металле.

Далее рассмотрим влияние усовершенствования условий металлургического передела на прочностные и вязко-пластические свойства металлов. В ряде исследований отмечается, что после ВДП конструкционные стали приобретают повышенную вязкость и пластичность особенно на образцах, вырезанных в направлении, поперечном к волокну деформации. Поэтому конструкционные стали после ВДП обладают повышенной изотропностью свойств в продольном и поперечном направлениях. При этом степень улучшения пластических свойств возрастает с увеличением предела прочности стали. Наблюдается также и высокая равномерность механических свойств по длине слитка: прочность и ударная вязкость продольных и поперечных образцов оказались в верхней части слитка такими же, как в нижней.

Усталостная прочность конструкционных сталей также существенно повышается в результате ВДП, а величина эффекта (также, как и повышение пластических свойств) зависит от уровня прочности стали. В ряде работ также отмечается, что предел усталости стали, прошедшей переплав, с ростом временного сопротивления разрыву непрерывно увеличивается, тогда как для стали обычной выплавки наблюдается обратная зависимость.

В процессе пластической деформации дислокационная субструктура металла проходит эволюцию, имеющую несколько стадий, наступающих при достижении определенной критической плотности дислокаций. Неоднородность плотности дислокаций и их накопление у включений могут вызвать образование трещин как в матрице, так и во включении, что приводит к нарушению сплошности металла и преждевременному его разрушению. Ускорение эволюции дислокационной структуры у неметаллических включений (и вторичных фаз) и накопление около них других дефектов приводит к тому, что критическая плотность дислокаций достигается у включений гораздо раньше, чем в объеме стальной матрицы. Следовательно, при низком качестве металла процесс локализации деформации и последующее разрушение у включения произойдет на ранних стадиях деформации при низких средних значениях дислокационной плотности в объеме металла. При высоком качестве металла (т.е. при снижении общего количества, более равномерном распределении и высокой дисперсности неметаллических включений) процесс разрушения у включений наступает на более поздних стадиях деформации, т.е. при больших средних значениях плотности дислокаций в объеме стальной матрицы, и, следовательно, при больших значениях прочности. Совершенствование применяемых технологических процессов металлургического передела позволяет повышать значения максимальной реализуемой для данного материала прочности.

## МЕХАНИЗМЫ ИЗЛУЧЕНИЯ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ВОЛН ДИСЛОКАЦИЯМИ В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ

К. А. Чишко, О. В. Чаркина

*Физико-технический институт низких температур НАН Украины, Украина,  
[chishko@ilt.kharkov.ua](mailto:chishko@ilt.kharkov.ua)*

Настоящая работа посвящена теоретическому исследованию процессов излучения электромагнитных волн прямолинейными краевыми дислокациями и дислокационными сегментами, движущимися в ионных кристаллах с решеткой типа NaCl. Предложенный механизм электромагнитной эмиссии обусловлен возникновением макроскопических переменных поляризационных токов вдоль края экстраплоскости краевой дислокации в процессе ее перемещения между соседними долинами рельефа Пайерлса.

При движении дислокации с постоянной средней скоростью  $V$  частота изменения поляризационного тока имеет порядок величины  $\omega \sim 2\pi V/b$  ( $b$  – вектор Бюргерса дислокации). Такую же частоту имеет основная гармоника излучения, представляющая собой монохроматическую цилиндрическую волну, расходящуюся от линии дислокации. В работе вычислены компоненты электрического и магнитного полей в волновой зоне, а также рассчитаны плотность потока излученной электромагнитной энергии и сила радиационного трения, действующая на единицу длины дислокационной линии. Рассмотрена задача об излучении электромагнитных волн краевой дислокацией, совершающей в своей плоскости скольжения колебательное движение с амплитудой  $x_0 \gg b$  и частотой  $\Omega$ . Интересно, что в составе излучения колеблющейся дислокации присутствуют лишь четные гармоники частоты  $\Omega$ .

Подробно рассмотрена задача об излучении сегмента краевой дислокации, совершающего гармонические колебания в поле внешней квазистационарной упругой волны с частотой  $\Omega \ll c/l$  ( $l$  – длина сегмента,  $c$  – скорость звука). Построены выражения для полей излучения в волновой зоне и найдена мощность излучаемого электромагнитного сигнала, а также коэффициент “акустоэлектромагнитного преобразования” (отношение мощности электромагнитного излучения к механической мощности, необходимой для приведения сегмента в движение с заданной амплитудой).

Результаты, полученные в работе, показывают, что регистрация электромагнитного излучения, сопровождающего перемещение дислокации в ионных кристаллах, может быть эффективным инструментом исследования динамики такого рода дефектов в процессе пластической деформации.

### Список литературы

1. Чишко К.А., Чаркина О.В. Излучение электромагнитных волн краевыми дислокациями, движущимися в ионных кристаллах // ФТТ. 1996. Т.38. №9. С.2775-2786.
2. Чаркина О.В. Чишко К.А. Электромагнитное излучение подвижных дислокационных сегментов в ионном кристалле // ФТТ. 2001. Т.43. №10. С.1821-1827.

# УНИВЕРСАЛЬНАЯ КРИВАЯ ДЛЯ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ, ИНИЦИИРУЕМОЙ ТЕРМОАКТИВИРУЕМЫМ ПУТЕМ

И.Н. Андронов<sup>1</sup>, С.Г. Аленников<sup>2</sup>, Э.Г. Майорова<sup>1</sup>, Ю.А. Теплинский<sup>3</sup>.

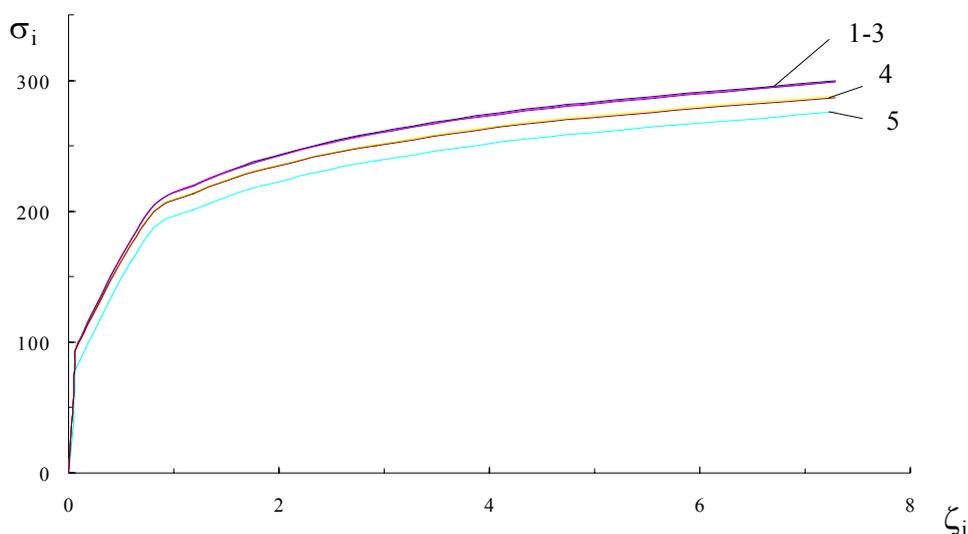
<sup>1</sup> Ухтинский Государственный Технический Университет,  
[iandronov@mail.ru](mailto:iandronov@mail.ru)

<sup>2</sup> ООО “Севергазпром”

<sup>3</sup> Филиал ВНИИгаз “СеверНИПИГаз”

Значительная часть реальных металлических конструкций машиностроительного и нефтегазопромыслового комплекса, например, элементы системы магистрального газопровода находятся в условиях плоского или объемного напряженного состояния и, имея статическую и квазистатическую составляющую нагрузки, подвергаются в процессе длительной эксплуатации деформации ползучести. В силу сказанного становится очевидным необходимость создания единой методологии для определения таких механических характеристик как скорость интенсивности деформации ползучести для случаев плоского и объемного напряженного состояния в зависимости от интенсивности напряжений.

Поставленная задача решена на основе структурно-аналитической теории прочности [1] для случая кинетического характера реализации процесса ползучести при плоском напряженном состоянии. Показано, что с достаточной степенью точности соблюдается единая универсальная связь между интенсивностью напряжений  $\sigma_i$  и интенсивности скорости деформации  $\xi_i$ .



Зависимости интенсивности напряжений  $\sigma_i$  от интенсивности скорости деформации  $\xi_i$  для одноосного растяжения, сжатия и плоского напряженного состояния  $\sigma_1 = \sigma_2$ ,  $\sigma_3 = 0$  (1-3); плоского напряженного состояния  $\sigma_1 = 2\sigma_2$ ,  $\sigma_3 = 0$ ; (4) и чистого сдвига (5).

Последующие расчеты показали, что аналогичная закономерность справедлива и для объемного напряженного состояния.

## Список литературы

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. СПб: Наука, 1993. 471 с.

## ДЕГРАДАЦИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ГАЗОПРОВОДА

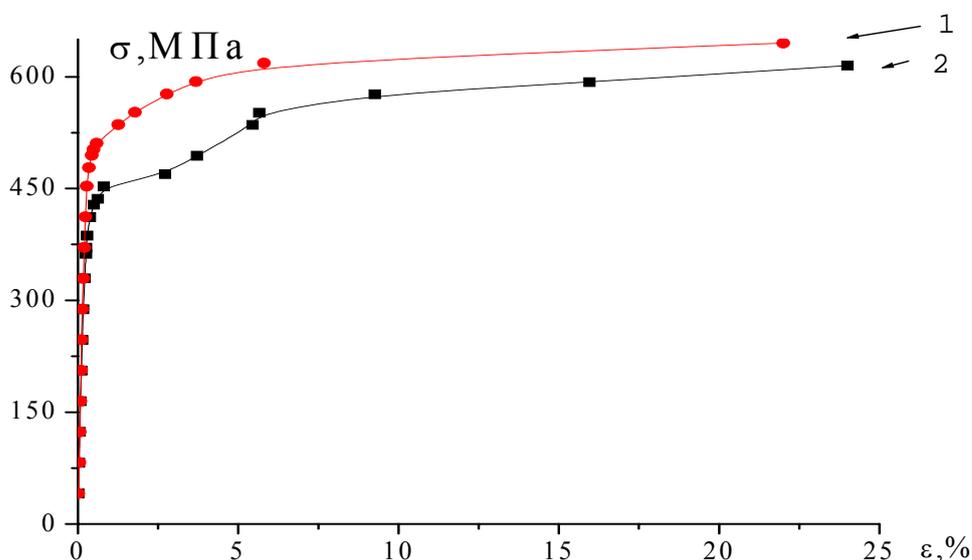
И.Н. Андронов<sup>1</sup>, С.Г. Аленников<sup>2</sup>, Н.П. Богданов<sup>1</sup>, Э.Г. Майорова<sup>1</sup>, Ю.А. Теплинский<sup>3</sup>.

<sup>1</sup> Ухтинский Государственный Технический Университет,  
[iandronov@mail.ru](mailto:iandronov@mail.ru)

<sup>2</sup> ООО “Севергазпром”

<sup>3</sup> Филиал ВНИИгаз “СеверНИПИГаз

На основе структурно-аналитической теории прочности [1] получена серия кривых  $\varepsilon = \varepsilon(t)$  для стационарной ползучести, реализуемой термоактивируемым путем. По полученным кривым ползучести построены изохронные  $\sigma - \varepsilon$  диаграммы по методике, подробно описанной в [2]. Указанные диаграммы демонстрируют, влияние фактора времени на вид изохронных кривых, показывая, что изохронные диаграммы, отличающиеся по шкале времени на  $\Delta t$  могут быть получены одна из другой путем сдвига в положительном направлении по оси  $\varepsilon$  на некоторую величину, зависящую от величины интервала времени  $\Delta t$  и уровня действующих напряжений  $\sigma$ .



Диаграммы активного нагружения образцов сплава X70, изготовленных из фрагментов газопровода, действующего в течение 5 (1) и 20 лет (2) в условиях действия ква-

зистатических нагрузок при напряженном состоянии, близком к  $\sigma_2 \approx \frac{\sigma_1}{2} \approx 150$  МПа;

$$\sigma_3 \approx 0.$$

Построенная серия изохронных кривых находится в хорошем качественном соответствии с экспериментальными кривыми, представленными на рисунке, которые показывают, что дополнительная эксплуатация в течение 15 лет приводит к заметной деградации механических свойств основного металла трубопровода.

### Список литературы

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно-аналитическая теория прочности. СПб: Наука, 1993. 471 с.
2. Зубчанинов В.Г. Механика сплошных деформируемых сред. ТГТУ. Чудо, 2000. 703с.

# ПРОГНОЗИРОВАНИЕ УРОВНЯ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПО ВЕЛИЧИНЕ УДЕЛЬНОЙ ЭНЕРГИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

А.А. Барон, Ю.С. Бахрачева

Волгоградский государственный технический университет, Волгоград, Россия,  
[detmash@vstu.ru](mailto:detmash@vstu.ru)

В основе предлагаемого метода оценки вязкости разрушения материалов лежит классическая модель Гриффитса-Орована, позволяющая рассчитывать критическое напряжение, по достижении которого трещина будет распространяться самопроизвольно. При этом коэффициент интенсивности напряжений  $K_{Ic}$  определяется как

$$K_{Ic} = \sqrt{2E\gamma_p / (1 - \mu^2)}, \quad (1)$$

где  $E$  – модуль Юнга;  $\mu$  – коэффициент Пуассона;  $\gamma_p$  - удельная энергия, затраченная на пластическую деформацию, необходимую для нестабильного роста трещины.

Ранее нами была предложена методика расчета  $\gamma_p$  по параметрам диаграммы растяжения и показано существование линейной зависимости между  $K_{Ic}$  и  $\gamma_p$  для ряда пластичных перлитных сталей.

В данной работе подобные расчеты проведены для высокопрочных мартенситных сталей, а также для ряда алюминиевых сплавов. Они показывают (см. рис.), что зависимость  $K_{Ic}$  ( $\gamma_p$ ) для низкопрочных перлитных и высокопрочных мартенситных сталей описывается одним уравнением:

$$K_{Ic} = 275,88 \gamma_p + 28,751. \quad (2)$$

Для алюминиевых сплавов зависимость  $K_{Ic}$  ( $\gamma_p$ ) имеет подобный характер:

$$K_{Ic} = 168,53 \gamma_p + 20,445. \quad (3)$$

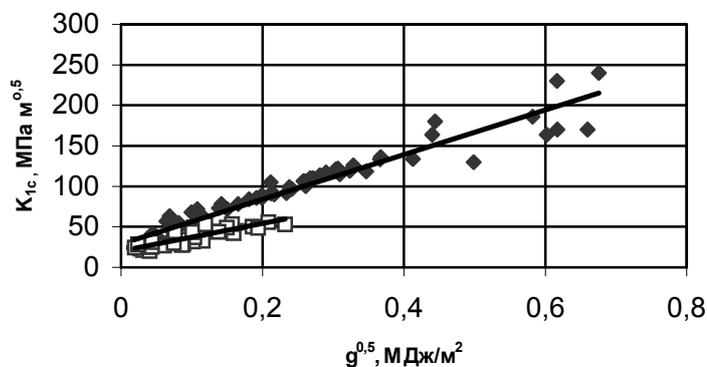


Рис. Зависимость  $K_{Ic}$  от величины удельной пластической энергии: верхняя прямая – стали; нижняя – алюминиевые сплавы.

Наличие свободного члена в уравнениях (2) и (3), видимо, связано с тем, что предлагаемая модель не учитывает энергии образования новых поверхностей трещины, а также снижения предела текучести в области низких  $K_{Ic}$  за счет зернограничных эффектов. В то же время, отношение теоретических коэффициентов  $2E/(1 - \mu^2)$  для сталей и алюминиевых сплавов в уравнении (1) совпадает с отношением угловых коэффициентов в уравнениях (2) и (3), что свидетельствует о достоверности предложенной модели.

## МОДЕЛИ УСТАЛОСТИ КОНСТРУКЦИЙ: СОСТОЯНИЕ И ПЕРСПЕКТИВЫ

С. В. Петин

*Институт Проблем машиноведения РАН, Россия*

[petinov@ipme.ru](mailto:petinov@ipme.ru)

Примерно 30 лет назад в ряде отраслей техники проектирование деталей сварных конструкций стало основываться на прямом учете усталости. К настоящему времени сформировалась модель усталости сварных деталей, основными компонентами которой служат заданный ресурс, статистическая характеристика ожидаемой истории нагружения (долговременное распределение напряжений), критерий разрушения материала в типовом технологическом состоянии (аппроксимация кривой Велера, отнесенная к малой вероятности разрушения) и простые средства учета эффектов местного повышения напряжений. Для этого, в частности, применяется метод конечных элементов и правила разработки КЭ-моделей конструкций. Предположение об упругой деформации материала в области многоциклового усталости вместе с названными компонентами обеспечивает исключительную простоту проектирования. Последнее рассматривается как фактор надежности процедуры.

Систематические сравнительные расчеты, выполняемые в последнее время в судотехнике, обращение к эксперименту показывают неустойчивость оценок сопротивления усталости сварных конструкций принятыми способами. Это порождает определенные сомнения в достоверности расчетов.

Анализ свойств модели усталости показывает, что в ней игнорируются природа повреждений, принцип тождества повреждений в опытных образцах (в том числе и полунатурных конструкциях) и натуральных конструкциях. Физическое определение повреждения не сформулировано, и критерий разрушения оказывается условным, не отвечающим задаче проектирования. Имеются и другие слабые места в принятых подходах к оценке усталости сварных конструкций.

Определенное совершенствование методологии расчетного проектирования возможно на основе деформационного критерия усталостного разрушения материала. Для его применения требуются экспериментальные данные более общего вида, чем кривые усталости для частных групп типовых соединений, – данные о сопротивлении усталости материала в тех условиях, где развивается процесс усталости в конструкции, т.е. в основном металле, в металле зоны термического влияния и реже – в наплавленном металле. Необходима оперативная оценка локальных деформаций для места ожидаемого начала разрушения при характерных для рассматриваемых конструктивных деталях конфигурациях, видах и композициях деформаций. Пока для этого можно использовать эмпирические средства (метод, в котором используются идея Нейбера и циклические кривые; условные циклические кривые).

Деформационный подход можно представить для целей практического применения в столь же простом виде, что и в современных приемах расчета, т.е. в форме оценки допускаемого напряжения для конкретной детали, истории нагружения, материала, или в форме определения требуемой конфигурации детали для заданного ресурса.

Дальнейшее совершенствование фундамента расчетного проектирования требует специального внимания к моделированию механизмов усталости при макроупругой деформации потенциально подверженных усталости участков конструкции.

## ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИИ В СЛУЧАЕ НЕГЛАДКИХ ГРАНИЦ

Э. В. Прозорова

*Санкт-Петербургский государственный университет*

Изучение статических задач механики сплошных сред основано на принципе напряжений Эйлера – Коши, сформулированных в форме аксиом. Вторым следствием принципа напряжений является симметричность тензора напряжений [1]. Однако вблизи острых кромок градиенты напряжений столь велики, что необходимо учитывать их наличие (градиента) внутри малого объема. Следует отметить, что в классической механике изменение момента количества движения (симметричность тензора напряжений) не учитывается и в случае больших градиентов функции. В работе предлагается для целей описания больших градиентов в уравнения равновесия добавить слагаемое, отвечающее за изменение момента количества движения в объеме. В качестве примера выбрана задача о кручении стержня.

Рассмотрено модифицированное уравнение Лапласа в случае негладких границ. Для декартовой системы координат уравнение предложено в [2]. Выбрана область с углом, однородные граничные условия. Граница аналитична всюду, кроме точки  $P$ . Ищется решение вблизи точки  $P$ , т. е. Используется постановка задачи, сформулированная в [3], но с новым уравнением. Решение ищется вариационным методом в его слабой формулировке. Ищется решение в виде традиционного ряда при предположении, что главные изменения функции происходят по нормали к поверхности. При указанном допущении получается дифференциальное уравнение для определения зависимости по радиусу. В общем случае получить общее решение не удастся, но приводятся главные члены разложения.

### Список литературы

1. Сьярле Ф. Математическая теория упругости. М.: Мир, 1992. 471с.
2. Прозорова Э. В. Влияние дисперсионных эффектов вблизи возмущенных поверхностей в газе, жидкости и твердом теле.//19 международная конференция. Математическое моделирование в механике сплошных сред. Методы граничных и конечных элементов. Труды. Том 3. Санкт-Петербург, 2001. С. 49-52.
3. Стренг Г. Теория метода конечных элементов. М.: Мир, 1977. 350с.

# НОВЫЕ МЕТОДЫ ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПОД ДАВЛЕНИЕМ В МАТЕРИАЛАХ

Ю.В.Мильман

*Институт проблем материаловедения, Киев, Украина*

[milman@materials.kiev.ua](mailto:milman@materials.kiev.ua)

Метод твердости и микротвердости в течение многих лет широко используется для оценки механических свойств материалов как в научно-исследовательских лабораториях, так и в промышленности. Однако в последние годы метод локального нагружения материалов (МЛН) жестким индентором превращается из метода оценки механических свойств в способ изучения механического поведения материалов и определения комплекса их механических свойств (предел текучести, прочность, пластичность, модуль Юнга, температура хладноломкости, вязкость разрушения и др.). МЛН позволяет изучать подвижность дислокаций в монокристаллах, проводить термоактивационный анализ процесса пластической деформации и для ряда материалов изучать фазовые превращения под давлением. Это обусловлено, с одной стороны, созданием принципиально новых приборов, а с другой, развитием теории индентирования материалов. Развитие методики определения механических свойств МЛН имеет особый интерес для хрупких керамических материалов. И дело не только в том, что применение МЛН позволяет обходиться без сложного процесса приготовления из керамики образцов для механических испытаний. Более важным является появление принципиально новых возможностей для определения механических свойств хрупких материалов. Так, только МЛН позволяет определить предел текучести этих материалов или сравнить между собой пластичность двух керамических материалов, которые разрушаются хрупко при механических испытаниях на растяжение, сжатие и изгиб.

Только с применением МЛН можно изучить механические свойства тонких покрытий и отдельных фазовых составляющих композиционных материалов, а также проанализировать механические свойства различных зон сварных соединений и других структур с переменными по сечению свойствами.

Процесс индентирования позволяет также моделировать целый ряд сложных технологических процессов: трение и износ, шлифование и полирование поверхности, контактное взаимодействие деталей и др. Особый интерес в последние годы вызывает методика наноиндентирования, при которой регистрируется перемещение индентора с точностью, приближающейся к межатомному расстоянию.

В настоящем докладе рассмотрены новые методы индентирования и наноиндентирования с использованием жестких пирамидальных инденторов, при этом рассмотрены как новые методики, так и теоретические представления, позволяющие определять комплекс механических свойств, изучать фазовые превращения под давлением, подвижность дислокаций и др. особенности механизма пластической деформации. Приведены примеры определения механических свойств керамических материалов, квазикристаллов, слоя Билби на поверхности рельс и др. материалов. На примере монокристаллов молибдена показана возможность одно-кинкового механизма движения дислокаций, выходящих на поверхность кристалла, в отличие от двух-кинкового механизма их движения в объеме. Приведены результаты термоактивационного анализа процесса пластической деформации для ряда кристаллов.

## УПРОЧНЕННЫЙ СЛОЙ ЦЕМЕНТОВАННЫХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС: СО- ОТНОШЕНИЕ ФАЗ И СУБСТРУКТУРА

В. М. Чертов

*ИФЦ МИА, Россия*

[chertovv@mail.ru](mailto:chertovv@mail.ru)

Для шестерен с модулем до 7 мм эффективная толщина цементованного слоя не превышает 1 мм. Непосредственная закалка после цементации ведет к образованию в слое до 40-60% нестабильного остаточного аустенита, что способствует повышению прочности и износостойкости [1]. От тяжело нагруженных шестерен с модулем до 16-20 мм и крупногабаритных подшипников требуется многолетняя долговечность; эффективная толщина слоя достигает здесь 2-6 мм, но непосредственная закалка не производится. Для разложения образующегося стабильного остаточного аустенита вынужденно применяется нормализация и высокий отпуск. Современная ситуация предполагает повышение долговечности при снижении стоимости обработки. Это достигается кардинальным изменением технологии и применяемого оборудования.

Насыщение поверхности углеродом в разреженной ионизированной атмосфере – ионная цементация в тлеющем разряде – является безальтернативной заменой печной цементации. Получение мелкозернистой структуры слоя с минимальным количеством аустенита достигается при этом проще и быстрее, что позволяет исключить нормализацию из цикла операций термической обработки. Процесс осуществляется в недорогой серийной установке ЭВТ-25, разработанной ВНИИЭТО [2, 3].

Другой важный элемент повышения качества – дробенаклеп, деформационное упрочнение поверхности зубьев термически обработанных шестерен. Микропластическая деформация мартенсита создает необычную дислокационную субструктуру при отсутствии значительного количества аустенита в слое. Вариант такой технологии – тепловая дробеструйная обработка с последующим низким отпуском – еще больше повышает контактную выносливость зубчатых зацеплений [4].

Такая комплексная технология, создавая наилучшее соотношение фаз и субструктуру цементованного слоя, позволяет для тяжело нагруженных шестерен снизить глубину слоя, обеспечивая структурное состояние его в соответствии с ужесточенной шкалой ГОСТ ВЗ-47-04-84. В результате снижение количества остаточного аустенита в упрочненном цементованном слое и наличие особой субструктуры мартенсита способствуют повышению долговечности зубчатых колес.

### Список литературы

1. В.М.Зинченко. Инженерия поверхности зубчатых колес. М: МГТУ.2001.304 с.
2. Е.В.Рябченко и др.// Технология металлов. 1999. №10. С. 2-5.
3. Чертов В.М., Рябченко Е.В., Богомолов В.Г.// Мат. II Междун. симп. «Оборудование и технологии термической обработки». Харьков: ХФТИ. 2001. С. 76-78.
4. С.А.Пахомова, Н.М.Рыжов// Сб. тез. докл. Всерос. науч. – практ. конф. «Машиностроительные технологии». М.: МГТУ. 1998. С.252-254.

## НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЕ РАДИАЦИОННОЕ ОХРУПЧИВАНИЕ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

А.М. Паршин, А.П. Петкова, Ю.П. Добренякин

*Санкт-Петербургский государственный технический университет, Россия*

[tvig@admiral.ru](mailto:tvig@admiral.ru)

В температурной области низкотемпературного радиационного охрупчивания (НТРО) пределы текучести (прочности) облученных материалов значительно превышают значения указанных характеристик необлученных материалов. Пределы текучести после облучения флюенсом  $10^{20}$ - $10^{22}$  нейтр/см<sup>2</sup> коррозионно-стойких сталей повышаются в 1,5-3,0 раза, отожженных чистых металлов - более чем в 10 раз. У некоторых материалов после облучения в этой температурной области на кривых растяжения сразу же по достижении верхнего предела текучести наблюдается падение напряжения и пластическое течение с отрицательным коэффициентом деформационного упрочнения. В этом случае облученные образцы имеют практически равномерную нулевую деформацию. Это явление получило название "пластической нестабильности". Пластическая нестабильность проявляется, в частности, у нержавеющей сталей, облученных повреждающими дозами, превышающими  $10^{22}$  нейтр/см<sup>2</sup>. Основным ее микроструктурным признаком является локализация процесса пластической деформации облученного металла в тонких полосах или каналах скольжения (эффект "каналирования" дислокаций), число которых в сравнении с необлученным материалом крайне мало.

По данным ряда работ, зависимость предела текучести облученных кристаллических материалов от дозы облучения можно представить в виде сложной немонотонной кривой с несколькими стадиями, наличие каждой из которых зависит от природы, структурного состояния, условий облучения и испытания материалов. Во всех случаях существует начальный период по дозе облучения, когда изменение напряжения начала пластического течения еще не обнаруживается. Начиная с некоторой "пороговой" дозы облучения для большинства кристаллических материалов наблюдается сначала слабое, а затем существенное повышение предела текучести. При больших дозах облучения наблюдается снижение степени радиационного упрочнения и его насыщение. Однако, по мнению авторов, облучение аустенитных сталей и сплавов флюенсом  $10^{22}$ - $10^{23}$  нейтр/см<sup>2</sup> ( $T_{\text{обл}} = 300$ - $400^{\circ}\text{C}$ ) в температурном интервале НТРО ( $20$ - $450^{\circ}\text{C}$ ) вызывает не только насыщение, но и последующее снижение прочностных характеристик (пределов прочности и текучести) в результате резкого падения пластичности (равномерное относительное удлинение падает практически до нуля, наличие локального удлинения объясняется эффектом каналирования дислокаций). Предельная доза облучения, при которой начинается падение кратковременных прочностных свойств, определяется их запасом пластичности (равномерного относительного удлинения) в области НТРО. Так, например, для высоконикелевых сплавов типа 03X20H45M4B насыщение радиационного упрочнения и последующее падение прочности наблюдается при большей предельной дозе нейтронного облучения, чем для сталей типа X16H15M3B. Применение специальных способов выплавки аустенитных сталей и сплавов (ЭШП, ВИ+ВД и т.д.), выбор оптимальной легирующей композиции (сплавы типа X20H45M4B), микролегирование РЗМ (стали типа ХНС-1, сплавы ЧС-42П, ЧС-43П) позволяют повысить пластичность и, как следствие, предельную повреждающую дозу указанных конструкционных материалов в области НТРО.

## ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ СОПРОТИВЛЯЕМОСТИ КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ СТАЛЙ ТИПА 08X18H10T

А.М. Паршин, Р.Н. Кикичев

*Санкт-Петербургский государственный технический университет, Россия*  
[tvq@admiral.ru](mailto:tvq@admiral.ru)

В предлагаемой работе исследовался процесс коррозионного растрескивания стали марки 08X18H10T в широком интервале температур в условиях, весьма близко отражающих работу трубных систем в контакте их наружной поверхности с морской водой. Синтетическая морская вода периодически попадала на наружную поверхность труб в виде капель. Учитывалось и то, что некоторые участки трубных систем могут находиться в теплоизоляции. Коррозионные испытания выполнялись на образцах размером 18×2,5 мм и длиной 300 мм. Трубчатый образец с незакрепленными покоящимися на опорах концами подвергался статической сосредоточенной нагрузке, приложенной к средней части образца. Коррозионные испытания проводились по различным режимам с варьированием температуры (от 20 до 550°C) и длительности испытаний. При испытаниях использовалась синтетическая морская вода следующего состава: 19800 мг Cl-ионов/л; 7,54 мг O<sub>2</sub>/л; 10,83 г MgCl<sub>2</sub>/л; 41,4 г/л сухого остатка; рН 7,2. Среда подавалась в капельном режиме на середину образца, т.е. в область с максимальными растягивающими напряжениями. Исследуемый материал не проявил склонности к межкристаллитной коррозии при испытании его по методу АМ с провоцирующим нагревом при 650°C в течение 2 ч как в состоянии поставки, так и после аустенизации (нагрев до 1050°C, 30 мин, охлаждение на воздухе).

Исследование показало, что при периодическом контакте стали марки 08X18H10T с морской водой коррозионное растрескивание наиболее интенсивно протекает в интервале температур 150-450°C. При температуре ниже 70°C процесс коррозионного растрескивания затухает. В образцах, покрытых асбестом, коррозионные процессы значительно интенсифицируются. При температурно-временных условиях, соответствующих отсутствию растрескивания, на наружной поверхности трубчатых образцов образуются коррозионные язвы. В области влажных солей и под теплоизоляцией процесс развития язв интенсифицируется.

При температуре испытания 450-550°C наряду с транскристаллитными обнаруживались и интеркристаллитные трещины, как одиночные (присущие процессу коррозионного растрескивания), так и фронтальные (присущие процессу интеркристаллитной коррозии). На основании имеющихся данных трудно объяснить появление интеркристаллитных трещин после испытания при температуре 400°C в течение 2500 ч, так как даже после старения при температуре 450°C в течение 10000 ч сталь марки 08X18H10T не проявляет склонности к межкристаллитной коррозии при оценке этого явления по общепринятой методике. Отмеченные специфические вопросы требуют специального рассмотрения.

Проблема коррозионного растрескивания и язвобразования при температурах ниже 60°C в морской воде и средах, содержащих хлориды, приобретает особую значимость в настоящее время в связи с аварийными ситуациями и длительным контактом трубных систем из аустенитной хромоникелевой стали типа 08X18H10T специальных транспортных энергетических установок с хлорсодержащими средами. Для оценки работоспособности и состояния трубных систем при температурах ниже 60°C необходимы дополнительные исследования.

# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ЯВЛЕНИЯ ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ, ВЫЗВАННОЙ ТЕРМОУПРУГИМИ ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СЖИМАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ

А.А. Мовчан, С.А. Казарина, В.В. Серов

*Московский государственный авиационный институт, Россия*

[movchan@k603.mainet.msk.su](mailto:movchan@k603.mainet.msk.su)

В эксперименте обнаружено явление потери устойчивости, вызванной собственно прямыми и обратными термоупругими фазовыми превращениями под действием неизменных сжимающих нагрузок. Установлено, что образцы не теряющие устойчивость в изотермических условиях ни при температуре аустенитного, ни при температуре мартенситного состояний, теряют устойчивость под той же нагрузкой при прямом термоупругом превращении из первого состояния во второе. Установлено, что критические нагрузки потери устойчивости при обратном термоупругом превращении существенно выше, чем при прямом. Предложены качественные объяснения обнаруженных эффектов.

Исследовались образцы в виде полосок сечением 1 мм×2 мм и длинами рабочей части 105 – 55 мм из никелида титана типа ТН-1. Процесс запоминания прямолинейной формы состоял в нагреве в заневоленном состоянии до температуры 500<sup>0</sup>С, выдержке при этой температуре в течении 30 минут и охлаждении вместе с печью. После этого образцы подвергались термоциклированию в свободном от напряжений состоянии через полный интервал температур прямого и обратного термоупругого превращения с целью стабилизации свойств материала. В процессе предварительного термоциклирования без нагрузки контролировалось отсутствие эффекта обратимой памяти формы (образцы оставались прямолинейными).

Для испытаний на устойчивость нижний торец образца жестко защемлялся, а верхний оставался свободен и был связан с грузом, действие которого и создавало постоянное по величине и направлению сжимающее усилие. Для серии экспериментов изменялась длина рабочей части образцов при неизменном в невозмущенном состоянии сжимающем напряжении. Тем самым обеспечивалось постоянство характерных температур фазовых переходов. Длины образцов выбирались таким образом, чтобы в изотермических условиях при температуре мартенситного состояния образец под заданным грузом сохранял прямолинейную форму, т.е. не терял устойчивость при отсутствии фазового перехода. Проверялось также отсутствие изотермической потери устойчивости в высокотемпературном аустенитном состоянии.

Опыты на прямое и обратное превращение под действием сжимающих напряжений производились путем охлаждения и нагрева образца в термостатическом шкафу. В качестве примера ниже приводятся данные по испытаниям серии образцов под нагрузкой 0.55 Н. Расчетная критическая длина образца, соответствующая изотермической потере устойчивости в мартенситном состоянии составляет 145 мм. Потеря устойчивости при прямом превращении под той же нагрузкой происходит для длин  $L$  рабочей части образцов, удовлетворяющих условию  $L \geq L_1 = 60$  мм. Таким образом, критическая длина потери устойчивости при прямом превращении более чем в два раза меньше, чем критическая длина изотермической потери устойчивости в мартенситном состоянии. При обратном превращении под той же нагрузкой образец теряет устойчивость при  $L \geq 115$  мм.

*Работа выполнена при содействии Министерства Образования РФ, проект Е-00-4-57.*

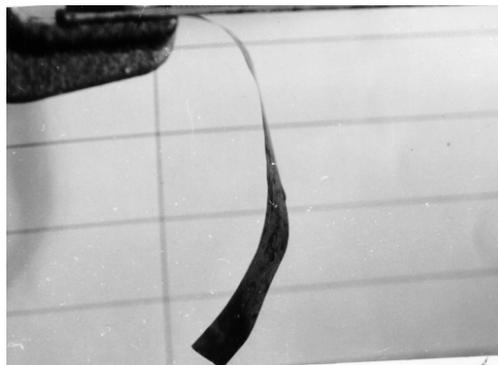
# ПРИРОДА ЭФФЕКТА ОБРАТИМОЙ ПОТЕРИ ФОРМЫ В АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ ВЗАИМОДЕЙСТВИИ С ВОДОРОДОМ И ДЕЙТЕРИЕМ

Н.Е.Скрябина, Л.В.Спивак

*Пермский государственный университет. Россия*  
magicflight@permonline.ru

Обнаружение нами эффекта обратимой потери формы ("Pen-X" - эффект) в аморфных металлических сплавах (АМС) при насыщении водородом [1, 2] и дейтерием и исследование условий, необходимых и достаточных для его наблюдения, позволили высказать ряд предположений о его природе.

Внешнее проявление этого эффекта (см.рис.) казалось бы свидетельствует в пользу допущения о том, что мы имеем дело с пластической деформацией АМС, обусловленной введением водорода или дейтерия. Однако пластическая деформация материалов, в том числе и АМС, является необратимой по своему определению. Тогда как в рассматриваемом случае по мере выхода водорода (дейтерия) из аморфной ленты ее форма полностью восстанавливается и она вновь принимает положение, существовавшее до ее насыщения водородом (дейтерием). Следовательно, такое поведение АМС является доказательством того, что наблюдаемая деформация не является пластической деформацией, равно как и деформацией, обусловленной снижением вязкости АМС. В этом случае, деформация течения также должна была бы носить необратимый характер. Таким образом, механизм реализации Pen-X – эффекта обусловлен самим актом присутствием водорода (дейтерия) в матрице аморфного сплава.



Вид аморфной ленты сразу после насыщения водородом

Многочисленные эксперименты на системах металл-водород показывают, что в некоторых специфических случаях наблюдается катастрофическое снижение модуля сдвига. Как следует из проведенных исследований, снижение модуля сдвига не сопровождается развитием деформации по дислокационному механизму, несмотря на уменьшение напряжения течения. В противном случае, мы всегда бы наблюдали остаточную деформацию после выхода водорода (дейтерия) из металла.

Отсюда, в частности, следует, что дислокационные представления о природе пластической деформации в АМС носят ограниченный характер.

*Авторы выражают признательность РФФИ (грант 01-02-96478-р2001урал) за поддержку исследований в этом направлении.*

## Список литературы

1. Скрябина Н.Е., Спивак Л.В., Вылежнев В.П., Хоминский В.А. Влияние водорода на свойства аморфного сплава Fe<sub>78</sub>Nb<sub>3,5</sub>Cu<sub>1</sub>B<sub>4</sub>Si<sub>13,5</sub> // Письма в ЖТФ. - 1996. - Т.22. Вып.23. - С.36-39.
2. Skryabina N.Ye., Spivak L.V. Effect of hydrogen on the properties of amorphous alloys type Finemet. PEN-X effect // Hydrogen Energy. 1999. Vol.24. № 9. P. 795-799

## КИНЕТИКА ОБРАЗОВАНИЯ НАНОДЕФЕКТОВ НА ПОВЕРХНОСТИ НАГРУЖЕННЫХ МЕТАЛЛОВ

В.И. Веттегрень, А.Я. Башкарев, В.Н. Светлов, Г.И. Морозов

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе  
[Victor.Vettegren@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:Victor.Vettegren@pop.ioffe.rssi.ru)

Изучена структура и эволюция ансамблей нано- и микродефектов, образующихся на поверхностях фольг меди, золота, молибдена и нержавеющей сталей под действием растягивающего напряжения. Распределение дефектов по размерам термодинамически определено максимальным значением конфигурационной энтропии и описывается выражением Дж. Гиббса для термодинамической вероятности флуктуаций энергии. Дефекты образуют ряд статистических ансамблей, энергия образования и средний размер в которых отличаются в 3 раза. Когда концентрация дефектов в одном из ансамблей достигает термодинамически оптимального значения  $\approx 5\%$ , часть из них рассасывается, а другая трансформируется в дефекты следующего ансамбля. Приложенная к образцу нагрузка непрерывно рождает дефекты, образующие первый ансамбль, что приводит к периодическим колебаниям концентрации нанодфектов во всех четырех ансамблях.

*Работа поддержана Министерством Образования РФ, Грант № E00-4.0-21.*

# МОДЕЛЬ РАЗРУШЕНИЯ ПЛАСТИНЫ ИЗ ПРЕСС-МАТЕРИАЛА С ТРЕЩИНОЙ

В.М. Пестриков

*Санкт-Петербургский Государственный Технологический Университет  
растительных полимеров.*

[vpest@comset.net](mailto:vpest@comset.net)

Для пресс-материалов, армированных отрезками стеклонитей или стеклоленты, размер опасного дефекта может достигать значений, сравнимых с визуально наблюдаемой трещиной. В этом случае критерий разрушения и масштабный эффект для пластины с трещиной зависят от соотношения ширины пластины, длины трещины и значения характеристики трещиностойкости материала, имеющий смысл длины трещины, эквивалентной опасному дефекту материала. Воздействие внешних факторов, приводит к изменению механических характеристик материала, что следует учитывать при исследовании процесса разрушения. В этом случае, модель разрушения можно построить исходя из того, что материал является сплошным телом с расположенными в нем трещиноподобными дефектами, и на разрушение материала оказывает влияние только наиболее опасный дефект. Дефект может моделироваться трещиной с тонкой структурой концевой зоны. Разрушение пластины, в зависимости от длины дефекта и ее ширины, может происходить по нескольким либо по одному критерию разрушения. В работе исследовались процессы разрушения, происходящие исходя из критерия КРТ (критического раскрытия трещины); критерия, при котором зона предразрушения пересекает все опасное сечение пластины и критерия, соответствующего критическому значению внешней нагрузки. Анализ полученных результатов показал, что при достаточно больших длинах трещин, для которых выполняется условие  $d_* = 0,1l_0$  ( $d_*$  – критическая длина зоны предразрушения,  $l_0$  – начальная длина трещины) и больших значениях ширины пластины, применим силовой критерий Ирвина.

Для экспериментального обоснования построенной модели разрушения исследовались плоские образцы из пресс-материала марки АГ-4В в исходном состоянии и при разрушении. Испытания проводились при трех типах нагружения. Полученные экспериментальные данные хорошо описываются построенной моделью разрушения. Предложенная модель разрушения, была использована и для описания закономерностей разрушения вязкоупругих материалов при длительном действии докритических постоянных нагрузок и изменении во времени фактора, вызывающего старение материала. Развитие трещины при этом имело ярко выраженный случайный характер, однако траектория движения в среднем была прямолинейной. Это дает основания для описания качественных закономерностей роста трещины, если длина трещины на 1,5-2 порядка превосходит размер неоднородностей, использовать теорию разрушения вязкоупругого тела.

## Список литературы

1. Партон В.З., Морозов Е.М. Механика упругопластического разрушения. М: Наука, 1985. 504 с.
2. Пестриков В.М. О критериях разрушения вязкоупругих тел в условиях старения материала// Изв. РАН. Механика твердого тела. 1999. №. 3. С. 86-96.

## ОЦЕНКА ЭНЕРГОЁМКОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ

Крахин О.И., Каштанов В.В.

*Московский государственный авиационный институт  
(технический университет)*  
[koi@mai.ru](mailto:koi@mai.ru)

Одним из первых этапов разработки термомеханического двигателя является выбор типа активного элемента (АЭ).

Принцип работы АЭ элемента, как правило, однозначно определяется кинематической схемой термомеханического двигателя. Выбор же типа активного элемента (его форма, поперечное сечение) для одной и той же кинематической схемы термомеханического двигателя может быть различным. Соответственно, механические характеристики двигателя будут изменяться в зависимости от типа активного элемента.

Таким образом, речь идёт о целесообразности применения различных типов АЭ.

Для качественной оценки активных элементов, имеющих разнообразные формы и поперечные сечения, вводится коэффициент энергоёмкости, определяемый по формуле:

$$K_X = \frac{\int x(V)dV}{x_{\max}^{abs} \cdot V},$$

где  $x$  – напряжения (нормальные –  $\sigma$  и касательные –  $\tau$ );

$V$  – объем АЭ;

$x_{\max}^{abs}$  – максимальное напряжение в сечении.

Полный коэффициент энергоёмкости активного элемента определяется как

$$K = \sqrt{K_{\sigma}^2 + (nK_{\tau})^2},$$

где  $n = \frac{\tau_{\max}}{\sigma_{\max}}$ .

Нахождение распределения напряжений по сечению и объёму, а также максимальных нормальных и касательных напряжений в сечении производится обычной методикой, принятой в сопротивлении материалов. Отличительной особенностью является лишь тот момент, что зависимость  $\sigma = f(\epsilon)$  – нелинейна.

Предварительное определение коэффициента энергоёмкости для различных типов АЭ помогает спрогнозировать такие важнейшие характеристики термомеханического двигателя как КПД и массо-габаритные параметры.

### Список литературы

1. Крахин О.И. Основы расчёта приводов из материала с эффектом памяти формы. – Сб. "Прочность и жёсткость машиностроительных конструкций". – М., 1986.
2. Крахин О.И., Кузнецов А.П., Косов М.Г. Материалы с термомеханической памятью в станкостроении. – М.: ВНИИТЭМР, 1988.

## ТЕОРИЯ ФОРМИРОВАНИЯ ГЕТЕРОФАЗНОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ КОМПАКТИРОВАНИИ ПОРОШКОВ

В.В. Токий<sup>1</sup>, Д.Л. Савина<sup>2</sup>, Т.Е. Константинова<sup>2</sup>

1. *Донецкий институт социального образования, г. Донецк, Украина.*
2. *Донецкий физико-технический институт НАН Украины, г. Донецк, Украина*

[tokiy@dise.donbass.com](mailto:tokiy@dise.donbass.com); [nat1976@mnogo.ru](mailto:nat1976@mnogo.ru)

Теория формирования гетерофазной структуры при фазовых превращениях в твердом состоянии была рассмотрена в [1]. В настоящей работе изложены особенности термодинамики мартенситных превращений гетерофазных структур в порошках при внешних нагрузках. Удельная элементарная работа внешних сил при мартенситном превращении была разбита на два слагаемых. Первое слагаемое – элементарная удельная работа изменения объема, второе – изменения формы при мартенситном превращении. Из выражения для изменения свободной энергии Гиббса следует, что если движущая сила в отсутствие внешних напряжений недостаточна для спонтанного превращения или даже имеет противоположный знак, то мартенсит можно получить за счет вне приложенных напряжений.

В рамках линейной теории упругости рассчитаны поля напряжений, возникающие в частицах порошков при компактировании высоким гидростатическим давлением. Рассмотрена простейшая гетерофазная система – изолированный кристалл новой фазы, находящийся внутри частицы порошка исходной фазы. Определена зависимость работы всестороннего внешнего давления при изменении объема, вызванном образованием мартенсита, от размера частицы порошка и толщины мартенситной прослойки. Аналогичные зависимости установлены и для работы всестороннего внешнего давления при изменении формы, вызванном образованием мартенситной прослойки. Определены термодинамические условия, при которых будет выгодно образование кристалла новой фазы, зависящие от размера частиц порошка. Показано существование критического давления, превышение которого делает выгодным мартенситное превращение.

Проведены количественные оценки полученных теоретических соотношений для порошков диоксида циркония, используя модули упругости, межфазную энергию и компоненты тензора собственной деформации моноклинной фазы относительно тетрагональной из [2]. Установлено, что в гидростатически сжатых порошках диоксида циркония при превращении тетрагональной в моноклинную фазу работа внешних сил, связанная с изменением формы, значительно превосходит противоположную по знаку работу внешних сил, связанную с изменением объема. Следовательно при превышении величины давления некоторой критической (зависящей от размера частиц порошка) при компактировании порошка должна образовываться мартенситная фаза.

### Список литературы

1. Ройтбурд А.Л., УФН.-1974 –113, 1, 69-104
2. Chen I.-W., Chiao Y.-H., Acta met.-1983.-31.-N10.-1627-1632.

## ДИСЛОКАЦИОННЫЕ МОДЕЛИ ЛОКАЛЬНОГО ИЗГИБА

Н.В. Токий, Т.Е. Константинова, В.Н. Варюхин

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины, г. Донецк, Украина*

[nat1976@mnogo.ru](mailto:nat1976@mnogo.ru)

Специфические особенности новых материалов делают актуальными построение моделей дефектов и их поведения, которые бы учитывали эти особенности, позволяли бы выявлять и достоверно описывать механизмы пластической деформации новых материалов [1]. Настоящая работа посвящена электронно-микроскопическому обнаружению локального изгиба кристаллической решетки, определению его количественных характеристик по измеряемым параметрам изображения, построению адекватных дислокационных моделей, позволяющих обеспечить согласие с экспериментально наблюдаемыми величинами и предсказать уровень физико-механических свойств в материалах с этим типом дефектов.

На базе теории дифракции электронов развита теория электронно-микроскопического контраста локального изгиба кристаллической решетки, отображением которого является экстинкционный контур. Эта теория основана на учете изменений условий прохождения электронного пучка при изменении угла наклона фольги [2]. Разработана методика вычисления компонент тензора изгиба-кручения, использующая определяемые экспериментально параметры экстинкционного контура при различных углах наклона фольги. С помощью этой методики произведен расчет компонент тензора для случаев локального изгиба с симметричным и несимметричным диполями кривизны.

На основе представлений механики деформируемого тела и теории дислокаций проведено моделирование локального изгиба, который представляется в виде двух рядов краевых дислокаций противоположного знака [3]. Найдено выражение для угла локального изгиба, градиент которого можно сравнивать с результатами электронно-микроскопического определения компонент тензора изгиба-кручения. Проведено сравнение экспериментальных данных с более устойчивой конфигурацией двух частичных дисклинаций противоположного знака [4,5]. Определены параметры дислокационной модели локального изгиба, рассчитаны поля деформаций и оценены поля напряжений, вызываемые локальным изгибом в пластине и в неограниченном кристалле.

### Список литературы

1. Гуткин М.Ю. Модели дефектов и механизмы пластической деформации в неоднородных средах с мезо- и наноструктурой: Автореферат дис. д-ра физ. мат. наук. Санкт-Петербург, 1997. 34 с
2. Константинова Т.Е., Токий Н.В., Примислер В.Б., Добриков А.А.// Электронная микроскопия и прочность материалов. Киев: ИМП НАНУ, 1994. С.60.
3. Варюхин В.Н., Константинова Т.Е., Токий Н.В. Дислокационная модель локального изгиба// Физика и техника высоких давлений, 1998, Т. 8, № 1, С.14-26
4. Н.В.Токий, Т.Е. Константинова, В.Н.Варюхин. Дислокационная модель центральной области локального изгиба// Металлофизика и новейшие технологии, 1998, Т. 20, №11, С.71-79
5. N.V.Tokij, T.Ye. Konstantinova, V.N.Varyukhin. The dislocation model of the central part of local bending// Met. Phys.Adv.Tech., 2000, Vol.18, pp.1303-1315.

# АМПЛИТУДНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ДИОКСИДЦИРКОНИЕВОЙ КЕРАМИКИ В ОБЛАСТИ АМПЛИТУДНО-НЕЗАВИСИМОГО ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ

Н.Г. Тарасенко<sup>1</sup>, И.К. Носолев<sup>2</sup>, В.В. Токий<sup>1</sup>, Т.И. Бугаева<sup>1</sup>, Т.Е. Константинова<sup>2</sup>,  
И.А. Даниленко<sup>2</sup>

1. Донецкий институт социального образования, г. Донецк, Украина.

2. Донецкий физико-технический институт НАН Украины, г. Донецк, Украина.

[tokiy@dise.donbass.com](mailto:tokiy@dise.donbass.com)

Амплитудная зависимость дефекта модуля упругости в дислокационных моделях в рамках гипотезы Давиденкова [1] (что эта зависимость есть результат гистерезиса микропластической деформации) и причины, привлекающие в последнее время внимание исследователей к этой проблеме, рассмотрены Лебедевым [2,3].

Настоящая работа посвящена теоретическому развитию гипотезы Давиденкова и экспериментальному рассмотрению амплитудно-зависимого дефекта модуля упругости в диоксидциркониевой нанокерамике при температурах, когда вклад дислокационных процессов в микропластичность незначителен. Для измерений внутреннего трения и модуля упругости был использован резонансный метод составного пьезоэлектрического вибратора [4,5]. Резонатор состоял из двух частей: пьезокварца, служащего для возбуждения и приема механических колебаний, и исследуемого образца. Пьезокварц представлял собой монокристаллический брусок размером 3\*3\*34 мм, вырезанный таким образом (XYS/18,5 -срез), что в нем под действием переменного электрического напряжения возбуждались продольные механические колебания на частоте приблизительно 91 кГц. Образцы для исследований были приготовлены обжатием в условиях высокого гидростатического давления прессовок из порошка  $ZrO_2$  с последующим спеканием их при температуре 1500 °С. В качестве исходного сырья использовался порошок диоксида циркония, полученный методом совместного осаждения и стабилизированный тремя молярными процентами  $Y_2O_3$ .

Проведено сравнение результатов, полученных при комнатной температуре в керамике, с теоретическими [6] и экспериментальными данными, полученными на той же установке в монокристаллах цинка [4,5,7]. Экспериментально обнаруженная амплитудная зависимость дефекта модуля упругости в области амплитудно-независимого внутреннего трения объясняется двойной гистерезисной петлей [8], ассоциируемой с мартенситом, индуцированным циклическими напряжениями.

## Список литературы

1. Давиденков Н.Н. ЖТФ **8**, 6, 483 (1938).
2. Лебедев А.Б. ФТТ **41**, 7, 1214 (1999).
3. Lebedev A.B. Philos. Mag. **A74**, 1, 137 (1996).
4. Tokiy V.V., Nosolev I.K., Platkov V.Ya, Functional Materials **7**, 1, 98 (2000).
5. Platkov V.Ya, Nosolev I.K. Chin. J.Met. Sci. Technol. **8**, 3, 173 (1992).
6. Токий В.В., Носолев И.К. ФТВД **10**, 3, 102 (2000).
7. Платков В.Я., Носолев И.К., Известия АН, серия Физическая, **57**, 1, 26 (1993)
8. Nakanishi N., Mori T., Miura S., Murakami Y., Kachi S. Philos. Mag. **28**, 2, 277 (1973).

## ПРОБЛЕМА ПРОЧНОСТИ СТЕКЛА ЗА 70 ЛЕТ

В. П. Пух

*Физико-технический институт им. А. Ф. Иоффе, РАН*  
[pukh@sglass.ioffe.rssi.ru](mailto:pukh@sglass.ioffe.rssi.ru)

Интерес физиков к стеклу, как объекту для изучения природы прочности твердых тел, обусловлен тем, что именно на тонких стеклянных волокнах впервые были получены значения прочности, предсказанные теоретически. В начале 1930-х годов С. Н. Журков показал, что тонкие кварцевые волокна диаметром около 10 мкм имеют прочность 1-6 ГПа. С ростом диаметра прочность уменьшается. Главными вопросами тогда были следующие: почему высокую прочность показывают только тонкие волокна и почему именно стеклянные волокна. Эти вопросы рассматриваются в докладе.

В 50-ые годы работы по прочности стекла были возобновлены в ФТИ под руководством Ф. Ф. Витмана. В этих работах главное внимание было обращено на разработку методов повышения прочности массивного листового стекла. Было показано, что при соблюдении условий, исключающих возможность повреждения листового стекла после удаления дефектного слоя в фтористоводородной кислоте, оно проявляет такую же высокую прочность как тонкие стеклянные волокна.

Начиная с 70-х годов, основное внимание было обращено на изучение влияния химического состава и атомной структуры модельных стекол на их механические свойства: структурную прочность, предельную деформацию, твердость, модули упругости и вязкость разрушения. Установлено, что наибольшей прочностью обладают стекла с трехмерно связанной анионной сеткой. Уменьшение степени связности атомной структуры стекла снижает его предельную (структурную) прочность. С другой стороны, вязкость разрушения ряда стекол можно повысить за счет деполимеризации структуры (создание слоистых и цепочечных структур), что повышает их релаксационную способность.

В докладе также рассматриваются вопросы деградации высокой прочности при механических и физико-химических воздействиях. На примере волоконных световодов и листового стекла обсуждаются методы консервации высокопрочного состояния стекла.

### Список литературы

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.

## РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ, СВЯЗАННЫЕ С НЕЗАВЕРШЕННЫМИ ЭЛЕМЕНТАРНЫМИ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИМИ СКОЛЬЖЕНИЯМИ

М.И.Слободской, Л.Е. Попов

*Томский государственный архитектурно-строительный университет*  
[sloboda@tsuab.su](mailto:sloboda@tsuab.su)

Имитацией на ЭВМ зарождения и распространения элементарного кристаллографического скольжения в плоскости со случайно расположенными неоднородными дискретными препятствиями установлено что:

1) если прочности препятствий существенно различны (такowymi в предварительно деформированном кристалле являются реагирующие и не реагирующие со скользящей дислокацией дислокации некомпланарных систем скольжения), то распространение кристаллографического скольжения сопровождается процессом петлеотделения – отшнуровыванием от расширяющейся дислокационной петли планарных вогнутых петель, ограничивающих огибаемые по механизму Орована трудно проходимые участки плоскости кристаллографического скольжения (острова незавершенного кристаллографического сдвига). Это приводит к тому, что заметная дислокационной петлей площадь становится многосвязной областью (областью с «дырами» – «вырезанными» островами). В свою очередь, острова представляют собой кластеры, в которых локальная плотность препятствий повышена по сравнению со средней в плоскости залегания дислокационного источника, либо среднее расстояние между препятствиями вдоль границы кластера (вогнутой петли) существенно меньше среднего расстояния между ближайшими препятствиями в плоскости кристаллографического скольжения;

2) интенсивность петлеотделения определяется напряжением старта дислокационного источника  $\tau_{st}$  и возрастает при постоянном внешнем напряжении  $\tau = \tau_{st}$  по мере распространения фронта скольжения. Распределение островов незавершенного кристаллографического сдвига по площадям близко к экспоненциальному с большой дисперсией (острова ограничивают группы от единиц препятствий до десятка тысяч);

3) при инволюции (сжатии) вогнутых петель под действием сил линейного натяжения дислокации и сил Пича-Кёлера, обусловленных внешним напряжением, равным напряжению старта дислокационного источника, большинство островов незавершенного кристаллографического скольжения захлопывается в динамическом режиме, предварительно распадаясь на более мелкие, часть из которых, в свою очередь, аннигилирует через незначительное время посредством термических активаций. Устойчивые конфигурации наблюдаются крайне редко. Другими словами, в процессе релаксации дислокационной подсистемы значительно уменьшается число связности области заметаемой дислокационной петлей (интенсивно идет процесс «залечивания» «дыр» или частично завершения незавершенных ранее кристаллографических скольжений);

4) острова незавершенного кристаллографического сдвига являются концентраторами энергии, рассеиваемой в процессе деформации. Диссипация энергии в плоскостях скольжений весьма неравномерна. В локальных областях аннигиляции замкнутых вогнутых дислокаций, связанных с незавершенным скольжением (дислокаций отрицательной кривизны), плотность выделяющейся энергии может на несколько порядков величины превышать энергию, выделяющуюся при аннигиляции покоящихся дислокаций противоположного знака. В таких областях энергетически возможен переход атомов в возбужденные состояния и связанные с этим электромагнитные излучения.

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СКОЛЬЖЕНИЯ В ГЦК МОНОКРИСТАЛЛАХ

С.Н. Колупаева, С.И. Пуспешева, Л.Е. Попов

Томский государственный архитектурно-строительный университет

[vir@mail.tomsknet.ru](mailto:vir@mail.tomsknet.ru)

Пластическая деформация кристаллов является результатом совместного протекания и взаимодействия нескольких явлений – механического двойникования, структурного фазового превращения, кристаллографического скольжения, диффузионного массопереноса. Экспериментальное выделение каждого из этих явлений сложно и не всегда возможно и, прежде всего, это относится к явлению скольжения, поскольку оно всегда сопряжено с производством точечных дефектов и, следовательно, с диффузионным массопереносом и сопутствующей ему некристаллографической деформацией. Исследование пластичности скольжения в чистом виде возможно только методами математического моделирования.

Пластическая деформация скольжения – сложный процесс, существенно зависящий от состояния дефектной подсистемы деформируемого кристалла, определяемого, прежде всего, образованием, движением и аннигиляцией дефектов кристаллической решетки.

В работе предлагается математическая модель пластической деформации скольжения, основанная на уравнениях баланса деформационных дефектов в г.ц.к. монокристаллах. Предполагается, что процесс деформации во всех действующих системах скольжения осуществляется в идентичных зонах сдвига, и система дефектов, сконцентрированная в зонах сдвига, заменяется однородной деформационно-дефектной средой, которая содержит столько же дефектов каждого типа, как все зоны вместе взятые. Среда деформационных дефектов характеризуется сдвигообразующими дислокациями, дислокациями в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, межузельными атомами и вакансиями. Модель включает также уравнение, описывающее отклик материала на деформирующее воздействие (зависимость скорости деформации от приложенного напряжения и состояния дефектной подсистемы). Все параметры модели имеют ясный физический смысл и могут быть вычислены. В работе приведены результаты использования математической модели пластической деформации скольжения для описания деформации в условиях постоянного приложенного напряжения, постоянной нагрузки и с постоянной скоростью деформации.

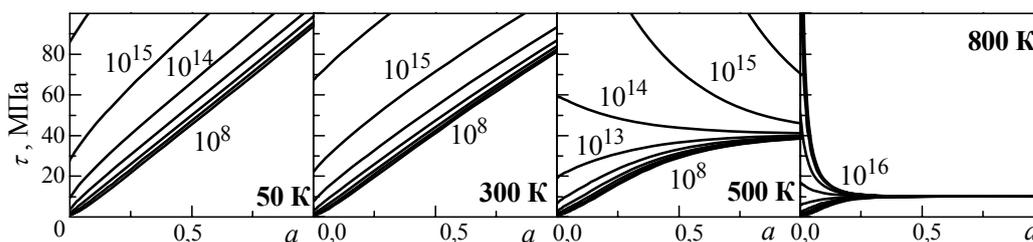


Рис. 1. Кривые деформационного упрочнения (вычислительный эксперимент).

Медь, цифры у кривых – начальная плотность дислокаций,  $\text{м}^{-2}$ .

Показано, в частности, что в зависимости от исходного состояния дефектной подсистемы кристалла общий характер поведения дефектной подсистемы различен при разных температурах. При низких температурах сопротивление деформированию, плотность дислокаций и концентрация точечных дефектов растут с деформацией (рис.1). С повышением температуры наблюдаются интервалы начальных плотностей дислокаций, при которых сопротивление деформированию, плотности дислокаций и концентрации точечных дефектов уменьшаются с увеличением степени деформации, приближаясь к стационарному значению, что соответствует деформационному разупрочнению (рис.1). Стационарные значения уменьшаются с повышением температуры.

## СПОСОБ ОЦЕНКИ ДЕГРАДАЦИИ МАТЕРИАЛА ПОСЛЕ НАРАБОТКИ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МАССОВЫХ ИСПЫТАНИЙ НА ТВЕРДОСТЬ

А.А. Лебедев, Н.Р. Музыка, Н.Л. Волчек

*Институт проблем прочности НАН Украины. Украина. Киев*  
[leb@ipp.adam.kiev.ua](mailto:leb@ipp.adam.kiev.ua)

Процесс разрушения материала реализуется постадийно. Первая стадия характеризуется глубокими изменениями структуры, приводящими к зарождению макротрещины. Формирование и начало развития магистральной трещины на второй стадии обычно считают признаками исчерпания несущей способности конструкции. Поэтому мониторинг ее остаточного ресурса проводят по параметрам, характеризующим “деградацию” материала на первой стадии.

Достоверность оценки степени деградации материала, то есть поврежденности, зависит от метода ее индикации. К наиболее распространенным методам, реализация которых не требует разрушения конструкции и изготовления специальных образцов, относится метод твердости, нашедший широкое применение в диагностике состояния материала многих действующих изделий – сосудов, трубопроводов, металлоконструкций и т.п. Однако этот метод в его классическом исполнении является слабо чувствительным к многим видам трансформации структуры, то есть к степени поврежденности материала.

Как показали специально поставленные опыты, более представительным в отношении информативности и достоверности являются не абсолютные значения твердости, а некоторые производные от степени рассеяния этих значений, полученных в одинаковых условиях измерений с использованием одинаковых твердомеров.

Эффективность практического использования этой идеи зависит от правильного выбора параметра, интегрально характеризующего структурное состояние материала в отношении его гомогенности и рационального способа обработки результатов массовых испытаний на твердость с целью определения указанного параметра.

В докладе показано, что таким параметром может быть коэффициент гомогенности Вейбулла, определяемый по методу Гумбеля. Приведены примеры оценки деградации материала конструкций после длительной эксплуатации.

Предлагаемый метод может реализоваться непосредственно на исследуемом элементе конструкции, не внося существенных нарушений состояния его поверхности. Он прост, не требует специальной квалификации оператора и при высокой информативности доступен любой заводской лабораторией.

# ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ ГЕНЕТИЧЕСКОГО ПРОГРАММИРОВАНИЯ ДЛЯ ВЫБОРА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ПОСЛОЙНОЙ ЛИСТОШТАМПОВОЧНОЙ ОСНАСТКИ

Д. Н. Свирский

*Витебский государственный технологический университет, Республика Беларусь,*  
[svirsky@vstu.unibel.by](mailto:svirsky@vstu.unibel.by)

Листовая штамповка является одним из самых эффективных технологических методов получения тонкостенных металлических деталей сложной пространственной формы. Однако в современных экономических условиях хозяйствования в связи с персонификацией спроса и диверсификацией продукции постоянно уменьшается доля серийного производства в пользу мелкосерийного. Следовательно, так же сокращается и область рационального применения листовой штамповки в общем объеме производства промышленной продукции. В работе [1] предложено одно из возможных решение указанной проблемы путем снижения затрат на изготовление штамповой оснастки за счет применения компактной производственной системы модульного проектирования штампов и производства их неунифицированных формообразующих деталей нерегулярной пространственной формы послойным синтезом плоских элементов сложного контура, в свою очередь, получаемых автоматизированным лазерным раскроем листового (рулонного) неметаллического материала. В работах [2,3] проведен анализ напряжений, возникающих в слоистой оснастке при основных операциях листовой штамповки. Полученные зависимости положены в основу проектного прочностного расчета неметаллических пуансона и матрицы. При этом методологической базой решения задачи выбора составляющих композиционного материала является биокибернетическая аналогия. Известно применение аппарата нейронных сетей [4] и генетических алгоритмов [5] для решения подобных задач выбора. В докладе обсуждается опыт создания и практического использования генетического алгоритма оптимизационного выбора материала “одноразовой” оснастки для листовой штамповки в опытном и ремонтном машиностроительном производстве.

## Список литературы

1. Свирский Д.Н., Сухиненко Б.Н., Лебедев С.О. Проблемы эффективности листовой штамповки и пути их решения // Теоретические и технологические основы упрочнения и восстановления изделий машиностроения. Мн.: Технопринт, 2000. С. 448-452.
2. Карпушко А.В., Свирский Д.Н., Федосеев Г.Н. Анализ напряжений в трансверсально-изотропном сферическом штампе // Физика процессов деформации и разрушения и прогнозирование механического поведения материалов. Труды XXXVI Международ. семинара “Актуальные проблемы прочности”. Ч. 1. Витебск: ВГТУ, 2000. С. 158-160.
3. Карпушко А.В., Федосеев Г.Н., Свирский Д.Н. Определение напряжений в слоистом композиционном штампе // Актуальные проблемы динамики и прочности в теоретической и прикладной механике. Мн.: Технопринт, 2001. С. 249-252.
4. Ootao Y. et al. Optimization of material composition of nonhomogeneous hollow sphere for thermal stress relaxation making use of neural network // Comput. Methods Appl. Mech. Engrg. 1999. 180. P. 185-201.
5. Курейчик В.М. Генетические алгоритмы. Состояние, проблемы, перспективы // Изв. АН. Сер. Теория и системы управления. 1999. № 1. С. 144-160.

## СВАРНЫЕ СОЕДИНЕНИЯ: КРИТЕРИИ РАБОТОСПОСОБНОСТИ

К.А. Лисицын, В.Н. Кадыков, В.И. Петров

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

Надежность сварного соединения характеризуется способностью сопротивляться наступлению предельных состояний, которые ограничивают их безаварийную эксплуатацию.

Свойства сварных соединений значительно отличаются от свойств основного металла. Параметры, влияющие на свойства сварного соединения: основной металл, сварочные материалы, способ сварки, структурные превращения при воздействии термического цикла сварки в зависимости от марки стали.

В сварных соединениях целесообразно различать концентрацию напряжений и деформацию двух видов в зависимости от применения:

1. Концентрацию погонных нагрузок, концентрацию сил, моментов и перерезывающих сил в пластинчатых элементах присоединенных швами.
2. Концентрацию напряжений, вызванную формой сварного шва (форма поперечного сечения, наличие непровара и мест перехода от шва к основному металлу).

В теории пластичности в случае сложного нагружения весь процесс разбивается на ряд последовательных, небольших по размеру приращений нагрузки или деформации. В рабочих условиях металла паропроводов (500 – 570 °С, 14 МПа) проявляется процесс ползучести металла. Теория ползучести учитывает развитие пластической деформации во времени и для процессов, протекающих при постоянных или мало меняющихся температурах, позволяет определять изменение напряжений и деформаций тела во времени.

В некоторых случаях свойства металла, в том числе сопротивляемость ползучести, сильно зависят от предшествующих изменений температуры и деформации металла при эксплуатации.

Разрушение при высокотемпературной ползучести выделяет три главные стадии: подготовительную, основную, заключительную. Множественное образование несплошностей начинается на ранней стадии деформации преимущественно в приповерхностных слоях, при этом решающее значение в образовании несплошностей зародышевого размера играют деформационные процессы, ведущие к появлению локальных напряжений в местах локализации деформаций. Разрушения сосредоточены в границах зерен. Основную роль в росте и слиянии зернограницных несплошностей играют диффузионные процессы. Зарождение несплошности деформационным механизмом вызвано вследствие образования высоких, по сравнению с приложенными, локальных напряжений в местах локализации деформации.

В сварные соединения паропроводов изначально вносятся концентраторы напряжений (форма шва, структурные составляющие металла шва). Диагностика остаточного ресурса прочности является актуальной не только для прямых и гнутых участках паропроводов, но и для их сварных соединений. Для этого были исследованы образцы участков сварных соединений паропровода, производились послойные измерения микротвердости и изучения микроструктуры в продольном сечении (на наружной поверхности, в сердцевине и возле рабочей поверхности). Результаты показывают не только изменения структуры металла шва по сечению, но и позволяют определить расположение концентраторов напряжений при длительной эксплуатации.

## ГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛА ПАРОПРОВОДОВ

К.А. Лисицын, М.Г. Неверов, В.Н. Кадыков, В.И. Петров

*Сибирский государственный индустриальный университет, Россия*  
[step@sibgiu.kemerovo.su](mailto:step@sibgiu.kemerovo.su)

Основной характеристикой, определяющей теплостойкость материала, является длительная прочность. Для труб паропроводов электростанций длительную прочность определяют довольно редко, из-за сжатых сроков контроля и отсутствия достоверной информации о фактической температуре стенок труб. Температурные напряжения в металле паропроводов циклически меняются в процессе эксплуатации, которая обусловлена как нестационарным режимом работы, так и при пусках и остановках оборудования.

Целью данной работы является определение влияния сроков службы на структурные изменения образцов паропроводов из стали 12Х1МФ.

Для оценки состояния металла, как правило, используют результаты исследования его структуры и свойств в сопоставлении с требованиями технических условий. Металл труб при этом в исходном состоянии может существенно отличаться по структуре и свойствам вследствие отклонений в режимах термической обработки. Исходя из этого, необходимо при анализе изменений свойств в процессе эксплуатации иметь данные о качестве устанавливаемых труб. Превалирующая доля труб с мелким зерном и преимущественно ферритной структурой характерна для тонкостенных профилей, что связывается с различием в температурах конца прокатки, скорости и температурах нагрева под нормализацию и отпуск, а также скорости охлаждения.

Исследования проводились на образцах контрольных участков паропроводов из стали 12Х1МФ, эксплуатировавшихся 24, 28, 62, 80, 93 тыс.ч соответственно при различном сечении труб. Определение оставшегося запаса прочности и ресурса было осуществлено по измерению твердости. Измерения проводились от наружной к внутренней поверхности. Также были проведены измерения микротвердости и исследования микроструктуры по сечению участка паропровода отработавшего 62 тыс.ч.

По полученным результатам исследований можно с уверенностью сказать, что с металлом паропровода в процессе эксплуатации происходят структурно-фазовые превращения с образованием градиентных структур, при последующем снижении твердости металла паропроводов по сечению стенок труб и при увеличении срока службы.

# ДИССИПАТИВНЫЕ ПРОЦЕССЫ И СТРУКТУРЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ

А.К. Емалетдинов

*Уфимский технологический институт сервиса, Россия*  
[emaletd@mail.ru](mailto:emaletd@mail.ru)

Пластическая деформация и разрушение конденсированных сред развиваются на разных взаимосвязанных уровнях, содержащих большое число взаимодействующих дефектов: вакансий, дислокаций, границ зерен, микротрещин и др. Каждый микромеханизм играет основную роль в заданных термомеханических условиях (напряжений, температуры, плотности дефектов и т.п.), определяемых минимумом производства энтропии, и образует различные диссипативные волновые структуры.

В работе дан количественный квантово-механический расчет процесса гомогенного зарождения дефектов (дислокаций, двойников, микротрещин и т.д.) как диссипативного процесса в неравновесной фоновой подсистеме нагруженного кристалла. Произведен квантово-механический учет нелинейных эффектов процесса диссипации энергии движущимися дислокациями в области низких температур и выявлен ряд новых эффектов, например: увлечение фононов дислокациями, изменение и проявление масштабного эффекта для динамических характеристик дислокаций, возникновение градиента температуры вдоль полосы скольжения и др.

Введен новый класс задач для сингулярных интегральных уравнений, позволивший разработать самосогласованную, континуальную модель динамики работы гетерогенных источников дислокаций и описать скорость их зарождения, адекватную экспериментальным данным.

В модифицированной модели Френкеля – Конторовой получены квазисолитонные решения (квазидислокации) для упругих деформаций и напряжений в границах зерен и квазирешетке, что позволило дать физическое обоснование многочисленных геометрических моделей зернограницных дислокаций и создать микроскопическую модель СПД и особенностей деформации аморфных материалов и квазикристаллов.

Построена диаграмма основных типов решений уравнений кинетики дислокаций в широком диапазоне изменения температуры и напряжений, описавшая самоорганизацию экспериментально наблюдаемых диссипативных дислокационных субструктур в ГЦК- и ОЦК-металлах и сплавах.

Предложена новая, микроскопическая, синергетическая модель скачкообразной деформации металлов при низких температурах как автоколебательной диссипативной структуры, позволившая дать физическое обоснование основных критических параметров эксперимента (максимальной температуры, размера зерен, и др.).

Разработана микроскопическая, синергетическая модель сверхпластической деформации ультрамелкозернистых материалов и даны оценки экспериментальных характеристических закономерностей: бегающей «шейки», критического размера зерен, неупругого поведения, эффекта переключения скоростей деформирования, температурно-скоростного интервала, масштабного эффекта СПД, а также др.

Показано, что в синергетической модели разрушение наступает, когда производство энтропии при самоорганизации ансамбля микротрещин в макротрещину будет меньше производства энтропии от других микропроцессов (дислокационных и др.). Бифуркации решений системы уравнений кинетики всех дефектов будут определять пластичность, долговечность, температуру вязко-хрупкого перехода.

# ДОЛГОВЕЧНОСТЬ НАГРУЖЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПЕРЕМЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПОЖАРОСТОЙКОСТИ

В.И.Бетехтин, А.И.Слущер, В.М.Ройтман\*, А.Г.Кадомяцев

ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург

[vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru)

\*Государственный Строительный Университет, Москва

Прогнозирование разрушения несущих нагрузку материалов (элементов конструкций) в условиях нарастания температуры (например, при пожаре) является важной технической и интересной физической задачей.

Основу анализа механического разрушения тел при изменении температуры дают представления о разрушении как о кинетическом явлении – процессе, а не как о критическом акте. Интегральной характеристикой процесса разрушения выступает долговечность  $\tau$  – время от момента приложения нагрузки до разрыва тела.

Для случая постоянных во времени напряжения и температуры ( $\sigma = \text{const}$ ,  $T = \text{const}$ ) в широкой области значений  $\sigma$  и  $T$  долговечность  $\tau$  описывается формулой Журкова:

$$\tau(\sigma, T) \approx \tau_0 \exp\left(\frac{U_0 - \gamma\sigma}{kT}\right), \quad (1)$$

где  $\tau_0 \approx 10^{-13}$  с;  $U_0$  – энергия диссоциации межатомных связей.

Поскольку процесс разрушения заключается в накоплении локальных повреждений, скорость которого контролируется температурой (при заданном напряжении), то время до разрыва тела  $t_p$  при переменной температуре  $T(t)$  может быть найдено из решения уравнения Бейли, отвечающего принципу суммирования повреждений:

$$\int_0^{t_p} \frac{dt}{\tau[\sigma, T(t)]} = \frac{1}{\tau_0} \int_0^{t_p} \exp\left[-\frac{U(\sigma)}{kT(t)}\right] dt = 1 \quad (2)$$

Для решения (2) и нахождения  $t_p$  требуется конкретизация функции  $T(t)$  и значения  $U(\sigma) = U_0 - \gamma\sigma$ .

Эксперименты проводились на арматурной стали класса А-1. При измерениях долговечности в условиях  $\sigma = \text{const}$  и  $T = \text{const}$  в каждом из опытов, в диапазоне по  $\sigma$ : 100 – 400 МПа, по  $T$ : 673 – 873 К, были найдены значения:  $U_0 = 3,9$  эВ;  $\gamma = 0,8$  нм<sup>3</sup>.  $U_0$  совпадает с энергией дислокации железа.

Функция  $T(t)$  задавалась соответствующей нарастанию температуры характерного для «нормального» пожара:

$$\frac{1}{T}(t) = \frac{1}{T_k} + \left(\frac{1}{T_0} - \frac{1}{T_k}\right) \exp(-\alpha t), \quad (3)$$

где  $T_0$  – начальная температура ( $T_0 \approx 300$  К);  $T_k$  – предел нарастания температуры; параметр скорости нарастания температуры.

В результате приблизительного решения (2) с использованием (3) получили трансцендентное уравнение:

$$y + \ln y = -\ln\left\{\alpha\tau_0 \exp\left[\frac{U(\sigma)}{KT_k}\right]\right\}, \quad (4)$$

где

$$y = \frac{U(\sigma)}{K} \left( \frac{1}{T_0} - \frac{1}{T_k} \right) \exp(-\alpha t_p). \quad (5)$$

Правая часть (4) содержит известные, задаваемые величины, что позволяет находить значение  $y$ , а из него определять «пожарную» долговечность  $t_p$ .

Эксперименты проводились в двух режимах, характеристики которых ( $T_k$  и  $\alpha$ ) приведены в таблице, при задаваемых значениях растягивающего напряжения ( $\sigma$ ). В таблице сравнены экспериментальные и расчетные (по (4) и (5)) значения времени до разрыва ( $t_p$ ).

Режим	$T_k, K$	$\alpha, 10^{-3} s^{-1}$	$\sigma, MPa$	$T_p, 10^3 c$	
				экспер.	расчет
1	880	0,39	200	8,1	10,7
			400	5,1	5,9
2	1030	1,07	100	3,3	4,4
			400	1,4	1,3

Согласие расчетных и экспериментальных значений представляется удовлетворительным.

Таким образом, кинетический подход создает физические основы разработки проблемы жаростойкости.

# ЛОКАЛЬНЫЕ ИЗГИБЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ И РОТАЦИОННАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ

Т.Е.Константинова

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины*

[tatjana@konstant.fti.ac.donetsk.ua](mailto:tatjana@konstant.fti.ac.donetsk.ua)

Представления о дисклинациях и ротационной пластичности с момента введения до сих пор являются ключевыми при обсуждении фрагментации деформируемых твердых тел. В то же время в рамках этих представлений некоторые особенности ротационной пластичности остаются необъясненными. Среди них вопрос о том, как возникает высокая степень дискретной разориентации, что определяет размер фрагментов; почему границы полосовой структуры, как правило, не имеют определенной кристаллографической направленности и поочередно по величине и знаку компенсируют друг друга.

На основе анализа собственных и литературных данных локальные упругопластические изгибы кристаллической решетки, наблюдаемые в металлических сплавах с высокой плотностью дислокаций [1], предлагается рассматривать как самостоятельный объемный дефект мезоуровня пластической деформации, введение которого, как и дисклинации, облегчает описание сложных дислокационных структур на стадии развитой пластической деформации. Метод оценки компонент тензора изгиба-кручения и дислокационная модель дипольного локального изгиба изложены в [2,3].

Результаты исследования деформированных Fe-Ni МС сталей методом позитронной аннигиляции выявили, что на начальном этапе образования локальных изгибов происходит изменение соотношения краевых и винтовых дислокаций, что означает увеличение их подвижности в сравнении с их состоянием в исходной мартенситной структуре. Переход от структур с плавным изменением разориентаций к дискретным согласно модели возможен за счет перестройки дипольных плоских и наклонных рядов в дипольные дислокационные стенки под действием возрастающих напряжений при больших деформациях.

Введенные представления позволяют более четко описать картину эволюции дислокационных структур при развитой пластической деформации. Скачок в ориентации возникает в направлении сжатия и растяжения в области локального изгиба. Размер и форма фрагмента определяется размером и конфигурацией области локального изгиба кристаллической решетки. Полосовая структура возникает в случае образования цилиндрических диполей кривизны.

## Список литературы

1. Константинова Т.Е. Мезоструктура деформированных сплавов. Донецк: Донецкий физ.-техн. инст. им. А.А. Галкина НАН Украины, 1997. – 170 с.
2. Константинова Т.Е., Токий Н.В., Примислер В.Б., Добриков А.А. Анализ экстинкционного контура от локального изгиба кристаллической решетки с дипольной кривизной // Электронная микроскопия и прочность материалов: Сборник научных трудов. – Киев, 1994. – С. 60–70.
3. Токий Н.В., Константинова Т.Е., Варюхин В.Н. Дислокационная модель центральной области локального изгиба // Металлофизика и новейшие технологии. – 1998. – Т. 20. № 11. – С. 71–79.

## МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В НАНОКРИСТАЛЛАХ $ZrO_2+3\text{mol.}\%Y_2O_3$

Т.Е.Константинова, И.А.Даниленко, Г.К.Волкова, В.Б.Примислер

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины (ДонФТИ)*  
[tatjana@konstant.fti.ac.donetsk.ua](mailto:tatjana@konstant.fti.ac.donetsk.ua)

Мартенситное тетрагонально-моноклиноное (Т-М) превращение поликристаллического тетрагонального  $ZrO_2$ , которое является основой трансформационного упрочнения и обеспечивает ему существенное преимущество в вязкости разрушения по сравнению с другими керамическими материалами, изучено достаточно хорошо. В то же время мартенситное превращение в ультрадисперсных системах в условиях внешней нагрузки изучено очень мало.

В настоящей работе проводилось исследование мартенситного превращения в нанокристаллических порошках  $ZrO_2 + 3 \text{ mol.}\% Y_2O_3$ , полученных по разработанной в ДонФТИ технологии. Исследуемые порошки с различным размером зерна от 12 до 25 нм являются практически однодоменными и имеют 100% тетрагональной фазы. Внешнее нагружение осуществлялось за счет компактирования порошков в условиях высокого гидростатического давления в интервале 100-1000 МПа. Размер зерна (ОКР) и фазовый состав порошков исследовался методом рентгеноструктурного анализа. Исследовано также мартенситное превращение в порошковых композитных материалах на основе нанокристаллической  $ZrO_2 + 3 \text{ mol.}\% Y_2O_3$  матрицы с металлическим наполнителем (20 % Ni, Ta или Cr).

Установлено, что интенсивность Т-М превращения увеличивается с ростом размера частиц и давления компактирования. Образующаяся М-фаза является мартенситом деформации, инициируемым механическими напряжениями. Причина их возникновения связана с неоднородным распределением напряжений в порошковых частицах при гидростатическом обжатии изолированной порошковой системы. Превращение в наночастицах происходит по гомогенному механизму, в результате которого частица полностью превращается в мартенсит. Характер зависимости количества мартенсита от размера частиц и давления описывается с помощью теории мартенситных превращений гетерофазных структур с учетом особенностей порошковой системы [1]. Превращение имеет обратимый характер и при нагреве  $1000^{\circ}\text{C}$  М-фаза полностью переходит в Т-фазу.

В порошковой системе композитного состава на основе нанокристаллической матрицы с металлическим наполнителем количество возникающего мартенсита при гидростатическом обжатии зависит не только от размера частиц, но и от механических свойств металлического компонента и коррелирует с изменением плотности композита.

### Список литературы

1. Токий В.В., Константинова Т.Е., Волкова Г.К., Даниленко И.А., Добриков А.А. Мартенситные превращения в порошке диоксида циркония при воздействии всестороннего гидростатического давления и термообработки. // В кн.: Электронная микроскопия и прочность кристаллов, Киев, ИПМ, 2000. С. 148–157.

## РЕЛАКСАЦИОННАЯ СПОСОБНОСТЬ СПЛАВОВ TiNi ПРИ ТЕПЛОСМЕНАХ

Хусаинов М.А., Волнянская О.Ю.  
Новгородский государственный университет  
[vestnik@novsu.ac.ru](mailto:vestnik@novsu.ac.ru)

Основным требованием к термомеханическим устройствам (ТМУ) двунаправленного действия является обеспечение постоянства рабочих характеристик (усилия, деформации и температуры срабатывания при заданной жесткости контртела). Важнейшим, а иногда определяющим параметром ТМУ является усилие, развивающееся в материале с памятью формы на этапе нагрева до заданной температуры. Установлено, однако, что уровень реактивных усилий при наличии любого противодействующего тела всегда снижается.

Целью данной работы является разработка термомеханического устройства, выполняющего функциональные свойства при многократных нагревах и охлаждениях в определенном интервале температур, несмотря на протекание релаксационных процессов. Исследования проводились применительно к ТМУ в виде термореле.

Учитывая узкий интервал срабатывания (от 20°C до 10°C), условия работы термореле были реализованы в интервале неполного мартенситного превращения.

Исследования проводились на двух типах сплавов  $Ti_{49.7}Ni_{50.3}$  и  $Ti_{50}Ni_{45.2}Cu_{4.8}$  с характеристическими температурами мартенситных превращений (МП):

$$M_H = 16^\circ\text{C}; \quad M_K = 12^\circ\text{C}; \quad T_R = 32^\circ\text{C}; \quad A_H = 46^\circ\text{C}; \quad A_K = 50^\circ\text{C}$$

$$M_H = 36^\circ\text{C}; \quad M_K = 26^\circ\text{C}; \quad A_H = 48^\circ\text{C}; \quad A_K = 58^\circ\text{C}.$$

Релаксационная способность оценивалась по темпу снижения уровня реактивных напряжений при заданных значениях деформаций рабочего элемента и жесткости контртела  $K=0,37\text{кг/мм}$  в полном интервале МП. Полученные данные свидетельствуют о трехстадийном процессе релаксации напряжений неустойчивая — нарастающая с числом циклов (1-я стадия), устойчивая — линейно изменяющаяся с малой скоростью (2-я стадия). На третьей стадии гистерезисная петля замкнется и с увеличением числа термоциклов практически не изменяется. Характерной особенностью кинетики релаксации реактивных напряжений является то, что в зависимости от заданной деформации и сорта сплава длительность стадий сильно различается. В некоторых случаях, например, после термотренинга при заданном  $\varepsilon$  и  $K \rightarrow \infty$  первая стадия отсутствует, кроме этого, имеет место короткий промежуток перехода от второй стадии к третьей. При этом отмечается либо отсутствие третьей стадии, либо достаточно большая ее протяженность. Эти эффекты при термоциклировании сплавов в интервале неполного мартенситного превращения проявляются в зависимости от способности металла к формированию многократнообратимой памяти формы. В частности, при снижении реактивного усилия  $P_r^{\max}$  до уровня  $P_{\text{упр}}$  контртела, в случае мартенситного перехода сплава  $B2 \leftrightarrow B19'$  ТМУ исчерпывает свой ресурс и не функционирует, тогда как сплавы испытывающие превращения по типу  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  обеспечивают стабильную работоспособность в строго заданном интервале температур, в условиях  $P_r^{\max} = P_{\text{упр}}$  за счет обратимого формоизменения мартенситного типа, сформированного на предшествующих циклах нагрев  $\leftrightarrow$  охлаждение. При этом элемент с ЭПФ оказывается деформированным при охлаждении за счет пластичности превращения на 10 % больше заданного, а при нагревании полностью восстанавливает деформацию, преодолевая сопротивление упругого контртела. В результате долговечность ТМУ на сплавах с R-фазой всегда высокая. Знания о релаксационной способности сплавов в условиях приближенных к реальным, позволяют выбрать материал и деформационно-силовые характеристики элементов с ЭПФ обеспечивающие устойчивую работу ТМС на базе  $10^5$  и более термических циклов. Созданное нами термореле с рабочим элементом из сплава  $Ti_{49.7}Ni_{50.3}$  в течение  $>5 \cdot 10^5$  циклов непрерывно выполняет функции размыкания и замыкания контактов, при нагреве до 44°C и охлаждении до 33°C.

## РАЗВИТИЕ ОЧАГА РАЗРУШЕНИЯ ПРИ СЛАБЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

В.С. Куксенко, С. В. Елизаров, Н. Г. Томилин, Ксян-Чу Ин

*ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, ООО ИНТЕРЮНИС, Россия,  
Институт Механики АН Китая  
Victor.kykcenko@pop.ioffe.rssi.ru  
xcyin@pablic.bta.net.cn*

В Физико-техническом институте им. А. Ф. Иоффе РАН развита двухстадийная модель разрушения твердых тел, инвариантная к масштабу разрушения. Первая стадия связана с накоплением трещин, размеры которых лимитируются характерными размерами структурных элементов. При достижении пороговых концентраций формируется локальный очаг разрушения, в котором процесс разрушения протекает ускоренно и завершает макроскопическое разрушение. Поскольку первая стадия занимает основное время в общем процессе, переход на вторую стадию может рассматриваться как прогностический критерий макроскопического разрушения. При длительных процессах, в том числе сейсмических, представляет интерес изучение поведения очага разрушения при слабых воздействиях.

В данной работе при нагружении образцов из горных пород за накоплением трещин следили методом акустической эмиссии. Появление очага разрушения надежно выделяли локацией акустических сигналов. После этого нагрузка уменьшалась на 10% и вновь повышалась до прежней. Проводилось несколько таких циклов, иногда до окончательного разрушения образца. Аналогичные испытания проводились при нагрузках до появления очага разрушения.

Выявлено большое различие в выделении упругой энергии в виде акустической эмиссии при разгрузке образца для случая, когда в образце нет очага разрушения и при его наличии. Когда в образце нет активного очага разрушения, при малом уменьшении нагрузки акустическая эмиссия быстро спадает практически до нуля. Если в образце сформировался активный очаг разрушения, то при уменьшении нагрузки акустическая эмиссия спадает слабо, может не спадать, а может и возрасть.

Такие испытания являются полезными для выявления активных очагов разрушения и краткосрочного прогнозирования макроскопического разрушения. Кроме этого, такой отклик очага разрушения позволяет объяснить возникновение горных ударов и землетрясений при техногенных воздействиях и даже при таких слабых воздействиях, как лунные приливы.

*Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований: (№ 01-05-64893), Международного Научно-Технического Центра (№ 1745) и NSF of China (№ 19732060, 40004002).*

## РАВНОВЕСИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ В МАТРИЦЕ (НЕЛИНЕЙНЫЕ ДВУМЕРНЫЕ ПРОБЛЕМЫ)

К.Ф. Черных

*С-Петербургский госуниверситет. Россия*

Рассматривается нелинейная плоская задача о равновесии включения (зародыша) в (материнской) матрице. Форма включения, материалы включения и матрицы произвольны. Из условия конечности деформаций и напряжений устанавливается (структурная) связь между формой включения и напряженно – деформированным состоянием в нем. В частном случае отсюда следует прямая и обратная теоремы Эшелби о взаимообусловленности эллиптической формы включения и однородности напряженно-деформированного состояния в нем. На примере редуцированного стандартного материала показано, что функциональная связь между деформацией и напряжением в матрице и включении влечет связь между упругими характеристиками (постоянными) материалов.

Полученные результаты обобщаются на малосжимаемый материал (в плоской задаче), антиплоскую деформацию, осесимметричную задачу тел вращения, анизотропные материалы (кристаллические классы, текстуры, ортотропный и трансверсальный материалы). Обсуждается возможность использования полученных результатов в нелинейных проблемах физики твердого тела (двойникование, бездиффузионные превращения).

# ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА СКОРОСТЬ МИКРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ C<sub>60</sub>

Б.И. Смирнов, В.В. Шпейзман, Н.Н. Песчанская, Р.К. Николаев\*

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

*\*Институт физики твердого тела РАН Черноголовка, Московская обл., Россия*

[shpeizm.v@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:shpeizm.v@pop.ioffe.rssi.ru)

Известно, что ориентационные превращения в кристаллах C<sub>60</sub> влияют на их пластичность, что сказывается на температурной зависимости микротвердости [1] и на различном влиянии предварительного механического воздействия или магнитного поля на характеристики фазового перехода при 250 – 260 К [2] и микротвердость [3]. В настоящей работе исследовался магнитопластический эффект (МПЭ) и магнитопластическое последствие (МПП) в монокристаллах C<sub>60</sub>. В первом случае определялось изменение скорости микропластической деформации при введении (выведении) образца в магнитное поле, во втором случае сравнивались скорости деформации образцов, подвергнутых предварительной выдержке различной длительности в магнитном поле с индукцией от 0,2 до 2 Т.

Монокристаллы C<sub>60</sub> были выращены из паровой фазы, причем исходным материалом служили мелкие кристаллы C<sub>60</sub>, предварительно очищенные многократной вакуумной сублимацией [4]. Полученные по использованной методике монокристаллы C<sub>60</sub> весом до 30 мг имели хорошую огранку и размеры до нескольких мм. Интерферометрический способ записи неупругой деформации во времени в виде последовательных биений позволил измерять ее скорость на базе малых изменений длины образца (до 0,15 мкм) с погрешностью не более 5 % [4].

В результате исследования МПП при комнатной температуре было установлено, что скорость деформации увеличивается после выдержки образца в магнитном поле. Эффект зависит от времени воздействия поля, может достигать насыщения и исчезает после длительного «отдыха». МПЭ также имеет место, величина его зависит от температуры и деформационной предыстории образца. Сделан вывод о том, что магнитное поле может влиять не только на медленные процессы структурной перестройки в отсутствие напряжений, но и непосредственно на движение дефектов (предположительно, дислокаций), определяющих микропластичность.

*Настоящая работа выполнена в рамках государственной программы РФ по фуллеренам и РФФИ (проект 00-01-00482).*

## Список литературы

1. Нацик В.Д., Лубенец С.В., Фоменко Л.С. Влияние ориентационного упорядочения молекул на подвижность дислокаций в фуллерите C<sub>60</sub> // ФНТ. 1996. Т.22. Вып.3. С.337-344.
2. Егоров В.М., Николаев В.И., Николаев Р.К., Смирнов Б.И., Шпейзман В.В. Влияние низкотемпературного сжатия на параметры фазового перехода при 250-260 К в монокристаллах C<sub>60</sub> // ФТТ. 1999. Т.41 Вып. 3. С.550-553.
3. Осипьян Ю.А., Головин Ю.И., Моргунов Р.Б., Николаев Р.К., Пушнин И.А., Шмурак С.З. Инверсия знака магнитопластического эффекта в монокристаллах C<sub>60</sub> при фазовом переходе sc-fcc. ФТТ. 2001. Т.43. Вып. 7. С.1333-1335.

## ЯВЛЕНИЯ САМООРГАНИЗАЦИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОМ ТЕЧЕНИИ В МИКРО- И СУБМИКРООБЪЕМАХ

Ю.И. Головин, В.И. Иволгин, М.А. Лебедкин\*, Д.А. Сергунин,  
В.В. Скворцов, А.И. Тюрин, В.А. Хоник\*\*, А.А. Шибков

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Россия,*  
[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)

\* *Институт физики твердого тела РАН, п. Черноголовка, Московская обл., Россия*

\*\* *Воронежский государственный педагогический университет, Россия*

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 алюминий-магниевого поликристаллических и объемных аморфных сплавов на основе палладия при непрерывном наноиндентировании в широком диапазоне нагрузок, скоростей нагружения, степени локализации деформации и др. с разрешением по глубине 1 нм и по времени – 50 мкс. Обнаружено несколько мод деформации, последовательно сменяющих друг друга по мере погружения индентора в диапазоне глубин от десятков нанометров до единиц микрометров, как в кристаллических телах, 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 макро-, микро- и нано-объемах, позволило выявить сходства и различия отдельных стадий, мод и параметров неустойчивостей пластического течения в поликристаллических и аморфных материалах.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, (грант №.01-02-16573) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр ЕОО-3.4-123).*

### Список литературы

1. Golovin Yu.I., Ivolgin V.I., Khonik V.A. et al. Scripta Mat. 2001. Vol.45. P.947-952.
2. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Лебедкин М.А. ФТТ, 2002 (в печати).

# МЕХАНИЗМЫ НЕУПРУГОСТИ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

А.С. Бакай

ННЦ Харьковский физико-технический институт, Украина  
[bakai@kipt.kharkov.ua](mailto:bakai@kipt.kharkov.ua)

Вопрос о микроскопической природе механизмов неупругости и пластической деформации металлических стекол упирается в вопрос об их (стекол) микроскопическом строении. Стекло в значительной степени наследует структуру стеклообразующей жидкости, что и служит основой для построения моделей металлических стекол. Предположение об «идеальном» беспорядке жидкостей, однородном вплоть до сравнимых с атомными размерами расстояний, лежит в основе моделей случайной плотной упаковки сфер (СПУС). Характерные структурные свойства СПУС воспроизводятся в макроскопической модели Бернала. Именно различные модификации этой модели активно используются в численных экспериментах, а также при интерпретации результатов механических испытаний, измерений внутреннего трения и акустической эмиссии, исследования механизмов диффузии металлических стекол. При этом в СПУС особо выделяется свободный объем как идентификатор структурных элементов, которые способны сравнительно легко перестраиваться под действием упругих напряжений и тепловых флуктуаций [1].

Недостаточность моделей СПУС заключается не во внутренней противоречивости, а в неадекватности реальным объектам. Как показывают структурные исследования, стеклообразующие жидкости (даже однокомпонентные) существенно неоднородны, а масштабы структурных и композиционных неоднородностей достигают десятков и сотен нанометров, причем ближний и промежуточный порядки не напоминают структуру модели Бернала. Прямые ионно-микроскопические исследования различных типов металлических стекол (стекло типа металл-металл, металл-металлоид, объемных многокомпонентных стекол) обнаруживают наличие атомно-узких внутренних границ раздела (межкластерных границ) и композиционных неоднородностей на масштабах  $\sim 10$  нм. Эти результаты (наравне с многочисленными косвенными свидетельствами) являются вескими аргументами в пользу сформулированной и исследованной в [2,3] поликластерной модели металлических стекол.

В настоящем сообщении рассмотрено строение точечных дефектов (регулярных и частичных междоузлий и вакансий) и протяженных дефектов (дислокаций и межкластерных границ) поликластерных металлических стекол, а также приведено описание основных типов неупругих перестроек и мод пластической деформации этих материалов. Поскольку поликластерное стекло стабильно относительно кристаллизации только до тех пор, пока подавлена диффузионная подвижность атомов в теле кластера, основную роль в явлениях переноса, релаксационных процессах и в пластической деформации играют межкластерные границы, плотность которых ( $\sim 10^6 \text{ см}^{-1}$ ) является весьма высокой.

В докладе рассмотрены процессы: 1) объемной и граничной диффузии; 2) однородного и неоднородного скольжения; 3) зарождения и скольжения дислокаций; 4) формирования полос сдвига; 5) диффузионно-вязкого течения поликластеров. Установлены зависимости скоростей перечисленных процессов от температуры и приложенных напряжений и построена карта механических состояний металлических стекол (карта Эшби). Проведено сравнение теории и эксперимента.

## Список литературы

1. A.S.Argon, *Physics And Chemistry Of Solids*, 1982, Vol.43, N10, P.945-961.
2. А.С. Бакай, Поликластерные аморфные тела, М., Энергоатомиздат, (1987)
3. A.S.Bakai. The concept of amorphous solids, In: *Topics in Applied Physics*, 1994, Vol. 72, P.209-255.

# ИНТЕРПРЕТАЦИЯ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ ПРИЗНАКОВ КРИСТАЛЛОВ $\alpha'$ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ В КРИСТОННОЙ МОДЕЛИ

М.П. Кащенко, А.Г. Семеновых, В.Г. Чашина

Уральский государственный лесотехнический университет, Россия

[mpk@usfea.ru](mailto:mpk@usfea.ru)

Мартенситное превращение (МП), как известно, является кооперативным процессом смещения атомов. Это свидетельствует о наличии процесса, управляющего перестройкой решетки. Рост мартенситного кристалла естественно трактовать как распространение волны переключения. В переходной области (фронт волны) локализуется носитель пороговой деформации, нарушающей устойчивость решетки исходной фазы. Данная информация является ключевой для объяснения наблюдаемых особенностей превращения [1]. Для сплавов на основе железа типично  $\gamma$ - $\alpha$  МП. Различают  $\alpha$  мартенсит напряжения, охлаждения и деформации. Последний обозначается символом  $\alpha'$ . Как правило,  $\alpha'$  мартенсит формируется на стадии пластического течения вблизи пересечения полос сдвига по плотноупакованным плоскостям или кристаллов  $\varepsilon$ -фазы. Поэтому в качестве носителя пороговой деформации выбирается кристон, так как стандартные источники кристонов возникают при контактном взаимодействии двух квазиплоских систем дислокаций, имеющих пересекающиеся плоскости скольжения [2]. Считается, что ядро кристона несет деформацию, описываемую на мезоскопическом масштабе как простой сдвиг. Используется полярное разложение тензора:

$$(a) \hat{T} = \hat{I} + S \vec{\tau} \cdot \vec{n}, \quad S = \operatorname{tg} \psi = 2 \operatorname{tg} \omega, \quad \tau = n = 1, \quad (b) \hat{T} = \hat{\varepsilon} \hat{\omega}. \quad (1)$$

В (1a):  $\hat{I}$  – единичный тензор;  $\vec{\tau} \cdot \vec{n}$  – диадная форма записи деформации сдвига по плоскости с нормалью  $\vec{n}$  в направлении  $\vec{\tau}$ , имеющего величину  $S$ ;  $\omega$  – величина угла поворота вокруг оси  $[\vec{\tau}, \vec{n}]$  ( $[\cdot, \cdot]$  – символ векторного произведения). В (1б)  $\hat{\varepsilon}$  и  $\hat{\omega}$  – деформационная и поворотная части тензора  $\hat{T}$ . Для начала  $\gamma$ - $\alpha'$  превращения предпочтителен сдвиг, при котором в результате разворота решетки аустенита ориентация одной из главных осей  $\vec{\xi}_i$  деформации Бейна (коллинеарных  $\langle 001 \rangle_\gamma$  либо  $\langle 110 \rangle_\gamma$ ) совпадает с ориентацией главной оси  $\vec{\xi}_i$  тензора  $\hat{\varepsilon}$ , которая, в свою очередь, совпадает с ориентацией оси внешнего нагружения  $\vec{e}$ . Кроме того, главные значения  $\varepsilon_i$  тензора деформации  $\hat{\varepsilon} - \hat{I}$  должны удовлетворять условию:  $\varepsilon_1, |\varepsilon_2| \leq 0,5 \varepsilon_{i(B)}$ , где типичные значения деформации Бейна  $\varepsilon_{i(B)}$  близки к 0,13 и -0,2. Указанных положений достаточно для интерпретации морфологических признаков  $\alpha'$  кристаллов, включая такую яркую особенность как разориентация плоскостей, входящих в ориентационные соотношения, на угол около  $3^\circ$  для  $\alpha'$  кристаллов растяжения [3]. Эта особенность рассматривается как память о развороте решетки аустенита в процессе распространения кристона. Величина угла разориентации хорошо согласуется с ожидаемым значением  $\omega \approx \varepsilon_i \leq 0,5 \varepsilon_{i(B)}$  и несет информацию о пороговой деформации сдвига.

## Список литературы

1. Кащенко М. П. Волновая модель роста мартенсита при  $\gamma$ - $\alpha$  превращении в сплавах на основе железа. - Екатеринбург.: УИФ “Наука”, 1993. –224 с.
2. Кащенко М.П., Летучев В.В., Теплякова Л.А., Яблонская Т.Н. Модель образования полос макросдвига и мартенсита деформации с границами (hh $\ell$ )// ФММ. 1996. Т. 82, Вып.4. С.10-21.
3. Вовк Я.Н. К вопросу об ориентировке кристаллической решетки мартенсита деформации // Металлофизика. Киев: Наукова думка. 1974. Вып. 54. С. 63-66.

## ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКАЯ ДИАГРАММА РАБОЧИХ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Д.Б. Чернов, А.В. Митин, С.Д. Сурат

*РГУП-НИИСУ, Россия*

[niisu@pcplus.ru](mailto:niisu@pcplus.ru)

Термомеханическая диаграмма является обобщенной характеристикой энергодеформационных параметров рабочих элементов из сплавов с памятью формы. Экспериментальное построение такой диаграммы возможно несколькими способами:

- предварительная деформация в мартенситном состоянии на ряд фиксированных значений и нагрев в «жестких» условиях с генерацией усилия без какого-либо восстановления формы.

- предварительная деформация также как и в предыдущем случае, но нагрев в «мягких» условиях с генерацией усилия и частичным восстановлением формы;

- циклирование в температурном интервале мартенситного превращения под постоянным напряжением с набором и восстановлением деформации.

Обобщенная кривая значений термомеханических напряжений в координатах  $\sigma$ – $\epsilon$  имеет ряд особенных точек. Первая из них – это точка расположенная в начальной области диаграммы ( $\epsilon = (0,5-2)\%$ ), для которой характерно отсутствие остаточных деформаций при генерации термомеханических усилий. Эту точку можно именовать точкой первого критического напряжения  $\sigma_{кр1}^{TM}$ . Она определяет возможность многократного использования термомеханических элементов. При более высоких значениях напряжений появляется необратимая компонента деформации  $\epsilon_f$ , которая растет вплоть до максимальной величины  $\sigma_{max}^{TM}$ . В области средних значений напряжений реализуется оптимальная работоспособность материала ( $\sigma_{opt}^{TM}$ ), которая рассчитывается по пику положительной механической работы.

### Список литературы

1. Д.Б.Чернов. Конструкционное применение сплавов с памятью формы. Под ред. А.В.Митина, НИИСУ, Москва, 1999 г. 232 с.

# ДИСЛОКАЦИОННО-ДИНАМИЧЕСКОЕ И МЕХАНО-ХИМИЧЕСКОЕ ПРОНИКНОВЕНИЕ ГЕЛИЯ В РАЗЛИЧНЫЕ ТИПЫ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

О.В.Клявин, Б.А.Мамырин, Л.В.Хабарин, Ю.М.Чернов

ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург,  
[Klyavin@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:Klyavin@pop.ioffe.rssi.ru)

Дан обзор экспериментальных работ по изучению явления дислокационно-динамической диффузии (ДДД) атомов гелия в металлы (Al, Sn, Cd) и их механо-химического проникновения (МХП) в аморфные сплавы (А.С.) Pd<sub>84,5</sub> – Si<sub>15,5</sub> и Ni<sub>78</sub> – Si<sub>8</sub> – В<sub>14</sub>, деформированных растяжением в среде жидких <sup>3</sup>He и <sup>4</sup>He ( $T = 0,5$  и  $4,2$  К) [1-4]. Изучены основные параметры, обуславливающие наличие явления ДДД и МХП в исследованных материалах и перенос атомов гелия в их поверхностный слой через активные центры – зарождающиеся и движущиеся дислокации и динамически возбужденные дефекты межкластерной структуры. Впервые обнаружена корреляция между содержанием гелия в деформированных металлах и видом диаграмм их растяжения. Показано, что наиболее интенсивное проникновение атомов гелия в эти материалы происходит на участке легкого скольжения при малом коэффициенте упрочнения, когда дислокации двигаются с высокими скоростями. В А.С. обнаружено четыре типа полос сдвига (п.с.), обусловленных особенностями их исходной дефектной структуры. Установлена однозначная линейная связь между числом и длиной п.с. и немонотонный вид кривых распределения числа п.с. по длине деформированных образцов. Измерена величина локальной деформации в п.с., достигающая 200%, что на два порядка выше, чем в металлах. Обнаружено соответствие между количеством гелия в п.с. и их длиной и числом. Получены кривые экстракции гелия из деформированных материалов при их динамическом отжиге. Выявлены пики на указанных кривых, расположенных в широкой области температур как до, при, так и выше температур плавления исследованных материалов. Их анализ позволил обнаружить глубокие ловушки гелия и впервые высказать утверждение о наличии химической связи атомов гелия с дефектной структурой металлов и А.С., возникающей в процессе их пластической деформации. Полученные результаты позволили объяснить захват и перенос атомов гелия в поверхностный слой деформируемых материалов за счет динамического понижения химически возбужденных потенциальных барьеров их дефектной структуры, в которой развиваются п.с. Они существенно расширили понимание явления ДДД на основе механизма механо-химического проникновения частиц внешней среды в различные типы твердых тел в процессе их пластической деформации.

## Список литературы

1. О.В.Клявин. ФТТ **13**, 3, 513 (1993)
2. О.В.Клявин, Б.А.Мамырин, Л.В.Хабарин, Ю.М.Чернов. Изв. РАН, Сер. физ. **63**, 9, 1876 (1999)
3. О.В.Клявин, Б.А.Мамырин, Л.В.Хабарин, Ю.М.Чернов, В.З.Бенгус, Е.О.Табачникова, С.Э.Шумилин. ФТТ **42**, 7, 1256 (2000)
4. О.В.Клявин, Б.А.Мамырин, Л.В.Хабарин, Ю.М.Чернов. ФТТ **44**, 2, 291 (2002)

## МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В НЕМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛАХ

В.И. Альшиц

*Институт кристаллографии РАН*

[alshits@ns.crys.ras.ru](mailto:alshits@ns.crys.ras.ru)

Магнитоэластический эффект, заключающийся в магнитостимулированном облегчении прохождения дислокаций через систему точечных дефектов в кристаллах, был впервые обнаружен в Институте кристаллографии в кристаллах NaCl (первая публикация 1987 г.). С тех пор он интенсивно исследовался в нескольких независимых группах сначала в ЦГК, а затем также в немагнитных металлах (Zn, Al), полупроводниках (InSb, ZnS, PbS, Si) и сложных молекулярных кристаллах (бифталат калия, фуллерен). Магнитоэластичность наблюдается как на уровне индивидуальных дислокаций, так и в макропластичности, в частности, при активном нагружении и индентировании. В отожженных кристаллах эффект проявляется, как правило, только при включенном магнитном поле. В закаленных кристаллах часто наблюдается последствие: предварительно «намагниченные» кристаллы на определенное время изменяют свои механические свойства. В соответствии с современными представлениями физическая природа эффекта определяется спинзависимыми электронными переходами в магнитном поле в системе дислокация – точечный дефект или в примесных комплексах, что радикально изменяет высоту локальных энергетических барьеров на пути дислокации (как правило, в сторону понижения, но иногда и в сторону повышения). В докладе обсуждается большой массив экспериментальных данных, полученных, главным образом, в Институте кристаллографии, и дается их теоретическая интерпретация.

# ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ОБРАБОТКИ ИЗОБРАЖЕНИЙ СТРУКТУР

Б.К.Барахтин, Т.Г.Семичева

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», С-Пб, Россия

[bbarakhtin@mail.ru](mailto:bbarakhtin@mail.ru)

Поиск наилучшего сочетания прочностных и деформационных свойств материалов для заданных условий эксплуатации, изыскание оптимальных режимов в технологических процессах и другие практические задачи, требующие для решения количественные данные о внутреннем строении твердых тел, невозможны без объективной и количественной аттестации изображений структур.

Для описания сложного и многофазного строения, каким обладают многие из высокопрочных сталей, использован коэффициент удлинения (КУ) осей объектов, выделенных на изображениях структур с помощью программно-вычислительных средств. Величина КУ изменяется от 0 до 1 и характеризует неравноосность выявленных элементов, которая возникает вследствие неравномерности аккомодационной деформации при фазовом превращении в стали. Поскольку методами световой металлографии оптически разрешаются игольчатые и зернистые образования (рис.1), **принято**, что значения  $0.4 < \text{КУ} < 0.6$  принадлежат структурам первого, а  $\text{КУ} < 0.4$  и  $\text{КУ} > 0.6$  – второго вида. На основании данного предположения с помощью гистограмм распределения по величинам коэффициентов удлинения (рис.2) производится оценка объемных долей фаз в стали.

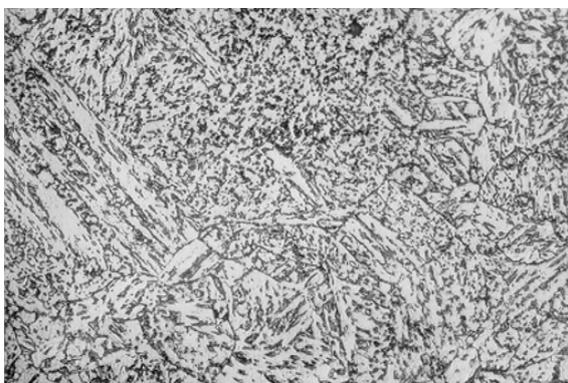


Рис.1

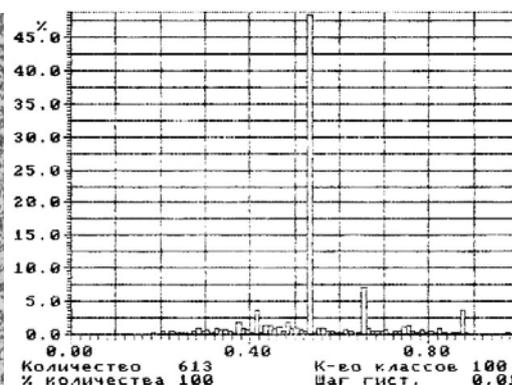


Рис.2

Запись в нужном формате и обработка изображений структур, видимых на экране микроскопа, осуществляется доступными программно-вычислительными средствами. При тестировании методики использовались образцы из нескольких распространенных марок сталей, подвергавшихся закалке с разной скоростью охлаждения. Для каждой исследованной стали обнаружена устойчивая положительная линейная корреляция между пределом текучести  $\sigma_{0.2}$  и содержанием игольчатой фазы (ИО) в металле:  $\sigma_{0.2} = k \cdot (\text{ИО}) + c$ . Значения констант  $k$  и  $c$  зависят от химического состава стали.

Предполагается, что применение данной методики окажется полезным в целях экспресс-диагностики структурно-механического состояния металла на этапах его технологической обработки.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НЕЛИНЕЙНО УПРУГИХ ТЕЛАХ С РАСПРЕДЕЛЕННЫМИ ДИСЛОКАЦИЯМИ

В. А. Еремеев

*Ростовский госуниверситет, Россия,  
[eremeyev@math.rsu.ru](mailto:eremeyev@math.rsu.ru)*

В рамках нелинейной пространственной теории упругости рассмотрены фазовые превращения мартенситного типа [1] в упругих телах с непрерывно распределенными дефектами (дислокациями Вольтерра). Граница раздела фаз рассматривается как поверхность разрыва, которая подлежит определению в ходе решения краевой задачи. Вариационные методы исследования задач статики упругих тел, испытывающих фазовые превращения, рассматривались в [2 – 5]. Для упругого тела с непрерывно распределенными дислокациями даны вариационные постановки задач статики, основанные на введении векторных и тензорных функций напряжений. С их помощью получены условия термодинамического равновесия фаз материала в напряжениях. Решен ряд модельных задач.

Также рассмотрены фазовые переходы в двумерных структурах – пластинках и оболочках типа Коссера. Оболочка Коссера представляет собой материальную поверхность, образованную частицами, имеющими степени свободы абсолютно твердого тела [6, 7]. Введены функции напряжений для оболочек Коссера и даны соответствующие вариационные постановки задач статики для пластин и оболочек с распределенными дефектами, из которых получены условия термодинамического равновесия на границе раздела фаз. Также рассмотрен случай бесконечно малых деформаций оболочки.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ и научной программы "Университеты России – фундаментальные исследования" (015.04.01.39).*

## Список литературы

1. Бойко В.С., Гарбер Р.И., Косевич А.М. Обратимая пластичность кристаллов. М.: Наука, 1991. 280 с.
2. Гринфельд М.А. Методы механики сплошных сред в теории фазовых превращений. М.: Наука, 1990. 312 с.
3. Gurtin M.E. Thermomechanics of Evolving Phase Boundaries in the Plane. Oxford: Clarendon-Press. 1993. 149 p.
4. Морозов Н.Ф., Фрейдин А.Б. Зоны фазовых переходов и фазовые превращения упругих тел при различных видах напряженного состояния //Тр. матем. ин-та им. В.А. Стеклова. 1998. Т. 223. С. 220 – 232.
5. Фрейдин А.Б. Приближение малых деформаций в теории фазовых превращений при деформировании упругих тел//Прочность и разрушение материалов и конструкций. Межвуз. сб. под ред. Н.Ф. Морозова. Исследования по упругости и пластичности. 1999. Вып. 18. С. 266 – 290.
6. Жилин П.А. Основные уравнения неклассической теории упругих оболочек // Тр. Ленингр. политехн. ин-та. 1982. №386. С. 29 – 46.
7. Zubov L.M. Nonlinear Theory of Dislocations and Disclinations in Elastic Bodies. Berlin; Heidelberg; N.Y.: Springer-Verlag. 1997. 205 p.

# ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ ФРАКТАЛЬНЫХ СТРУКТУР

Б.А.Зимин, О.В.Темнов

*НИИ математики и механики СПбГУ*

[noucim@peterlink.ru](mailto:noucim@peterlink.ru)

Одним из перспективных методов прогноза работоспособности материалов является анализ кинетики параметров повреждаемости  $\psi$ . Вводя соответствующие функции распределений, можно дать статистическую интерпретацию для параметров повреждаемости. Используя законы сохранения для функций распределений, получаем бесконечную цепочку зацепляющихся уравнений. Зацепление выражается через интеграл от функций распределения, поэтому предоставляется возможность задать этот интеграл, не зная функцию, которая входит под знак интеграла.

В простейшем варианте повреждаемость  $\psi$  описывается дифференциальным скалярным уравнением первого порядка, причем  $\psi$  интерпретируется как остаточное относительное изменение объема при деформировании [1].

Данная схема описывает разрушение через повреждаемость  $\psi$  и применяется к керамическим композитным материалам, обладающим фрактальной кластерной структурой [2]. Технология изготовления этих материалов описана в [3]. Структура такого фрактального кластера определяется диффузионным характером движения микрокристаллов (например, оксида алюминия), при этом частицы, двигаясь от периферии кластера к его центру, зацепляются за остов и тем самым прикрепляются к нему. Для такой диффузионной модели средняя плотность частиц в кластере:

$$\rho = \rho(r_0)\Phi\left(\frac{R-r}{\sqrt{2} \cdot \Delta r}\right);$$

где  $\rho(r_0)$  – средняя плотность частиц в кластере вблизи края;  $\Phi(x)$  – интеграл вероятности;  $R$  – размер кластера;  $r$  – текущее расстояние от центра кластера;  $\Delta r$  – глубина проникновения частиц внутрь кластера,  $\Delta r \leq R$ ,  $R - \Delta r \geq \Delta r$ .

Время до разрушения фрактального кластера определяется из решения уравнения повреждаемости с начальным условием  $\psi_0 = \rho$  при нормировке  $\rho(r_0) = 1$ , причем момент разрушения определяется из условия  $\psi_p = 0$ . Фрактальная размерность кластера

$D_\beta$  зависит от величины  $\Delta r/R$ . Таким образом, установлена связь между фрактальной размерностью кластера и временем его разрушения, причем, конечно, напряжение определяется классически на макроскопическом масштабном уровне.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ. Грант 00-01-00484.*

## Список литературы

1. Л.М.Качанов. Основы механики разрушения. М., «Наука», 1974. 311 с.
2. Б.М.Смирнов. Фрактальные кластеры // Успехи физических наук, 1986, Т. 149, Вып. 2. С. 178 – 219.
3. Brinker G.J., Scherer G.W. Sol - Gel, Sciences, New-York, Acad. Press, 1990. p.907.

## АТТЕСТАЦИЯ ТЕОРИЙ ПЛАСТИЧНОСТИ И ПОЛЗУЧЕСТИ – ОСНОВА ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МНОГОМОДЕЛЬНОГО МЕТОДА ПРИ РЕШЕНИИ КРАЕВЫХ ЗАДАЧ ТЕРМОВЯЗКОУПРУГОПЛАСТИЧНОСТИ

Б.Е.Мельников, Л.Б.Гецов, А.С.Семенов

*Санкт –Петербургский государственный технический университет*  
[Leonid@Guetsov.spb.ru](mailto:Leonid@Guetsov.spb.ru)

В современных конечно-элементных пакетах ABAQUS 6.2, ANSYS 5.7, Cosmos, LS-DYNA (v.970), MARC (v.2000), Nastran (v.2001), Pantacrator, Samcef, ZeBuLon для неупругих расчетов напряженно-деформированного состояния деталей используется ряд моделей пластичности и ползучести. Выбор моделей выполняется на основе субъективного решения пользователя, что, разумеется, не может гарантировать адекватность расчета. Рекомендации пользователю по выбору моделей, оптимальных для решения конкретных задач, в пакетах, как правило, отсутствуют. Рассматриваются вопросы аттестации ряда моделей пластичности и ползучести в части возможности их адекватного использования в расчетах напряженно-деформированного состояния деталей при различных программах нагружения. Аттестация производится в рамках разработанной анкеты. Одним из элементов аттестации является возможность описания различных эффектов механического поведения металлических материалов при одноосном и сложном переменном напряженном состоянии. Приводится схема автоматизированного выбора моделей в рамках многомодельного подхода и описываются основные элементы алгоритма такого выбора.

В качестве управляющих элементов для практической реализации разрабатываемого авторами настоящего сообщения многомодельного метода используется ряд классификаторов:

- классификатор моделей пластичности, вязко - упругости (ползучести) и упруго-вязко-пластичности ,
- классификатор материалов,
- классификатор условий нагружения ,
- классификатор эффектов при вязко- упругом, упруго- пластическом и упруго- вязко-пластическом деформировании в условиях одноосного и сложного напряженного состояний.

Задача дальнейшей разработки и внедрения в современных конечно-элементных пакетах многомодельного метода, т.е. создания "универсальной" теории деформирования и ее внедрения, требует еще решения большого числа задач. В их число входят

- создание библиотеки этих моделей, встроенной в конечно-элементные пакеты;
- определение системы критериев выбора моделей в связи с особенностями материала, геометрии рассматриваемой конструкции и, главное, условий ее нагружения,
- разработка алгоритмов и программ для проведения многовариантных расчетов, определяющих области адекватного применения разных моделей.

Приведены примеры несоответствия результатов расчета с экспериментом в случае неправильного выбора моделей и, наоборот, хорошего соответствия при использовании современных моделей пластичности и ползучести.

Обсуждается проблема банка данных, необходимых для проведения расчетов по разным моделям.

# ОБ ОСНОВНЫХ ФУНДАМЕНТАЛЬНЫХ КОНЦЕПЦИЯХ МАКРОФИЗИЧЕСКОГО ОПИСАНИЯ ДЕФОРМАТИВНЫХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ РЕОЛОГИЧЕСКИ СЛОЖНЫХ СРЕД

Г. Д. Федоровский

*НИИ математики и механики СПбГУ, Россия,*

[g.fed@pobox.spbu.ru](mailto:g.fed@pobox.spbu.ru)

В настоящее время известно значительное количество теорий нелинейной вязкоупругопластичности и прочности, применяемых для описания поведения сплошных сред с нетривиальными механическими свойствами. Это моно-интегральные представления типа Больцмана–Персо, Вакуленко, Работнова, Москвитина, Шэпери; кратнointегральные формулировки Ильюшина–Огибалова–Победри, Грина–Ирвина, Уорда и др. Основными двумя концепциями, на которых базируются теории, является гипотеза наследственности, реализуемая в виде суперпозиции механических откликов на воздействия в предыстории с учетом затухающей «памяти», и гипотеза «эндохронного» (собственного, внутреннего и т.п.) времени, применяемая также, как правило, в виде суммирования отрезков флуктуирующего в соответствии с «историей» процесса внутреннего времени, устанавливаемых определенным масштабированием лабораторного времени. По обеим гипотезам применяется линейная или нелинейная суперпозиция. Введение собственного времени позволяет универсально учесть тормозящие или ускоряющие влияния на механические процессы в средах в соответствии с физико-химико-механическими аналогиями различных воздействий: температуры, влажности, агрессивной среды, напряжений и деформаций (в области нелинейности) и т.д. В наших работах показано, что при определенной нормировке масштабов эндохронного времени суперпозиция механических откликов в пространстве этого времени может быть квазилинейной. В этом случае получаются унифицированные, «золотые» определяющие соотношения вязкоупругопластичности и прочности в шкале собственного времени, имеющие вид квазилинейных уравнений Вольтерра или интеграла Бейли. Вся нелинейность учитывается конструированием соответствующих, в общем случае непростых, масштабов-функционалов эндохронного «времени». В своей Нобелевской лекции 1977 г. Пригожин заметил: «... уровень развития теории, достигнутый уже сейчас, позволяет нам выделить различные уровни времени: время, выражаемое понятием классической и квантовой механики, время, связанное с необратимостью процесса через функцию Ляпунова, и время, характеризующее историю системы через бифуркации. Я полагаю, что на основании ... выделения различных концепций времени можно достичь лучшей интеграции теоретической физики и химии с другими науками о природе, чем это имеет место сегодня». Применение унифицированного подхода позволяет избежать присущей большинству теорий эклектичности учета различных воздействий, и получить, по существу, макрофизические модели механического поведения, базирующиеся на обоснованных физических принципах: больцмановской линейной суперпозиции механических откликов и идеологии собственного времени, определяемого масштабами, являющимися физическими характеристиками структуры среды и ее реакции на воздействия.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ по проектам № 99-01-00718, 00-01-00484, 00-01-00489, 01-01-00250, а также проектам Конкурса по фундаментальным исследованиям № Е-00-4.0-174, Центра коллективного пользования № 00-01-05020 и Федер. целевой программы "Интеграция" № 589.*

# СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛЕ ШТАМПОВОК ТУРБИНЫХ ЛОПАТОК ИЗ СПЛАВА ВТ-6

Скотникова М.А.<sup>1</sup>, Чижик Т.А.<sup>2</sup>, Цыбулина И.Н.<sup>2</sup>.

1 – Санкт-Петербургский институт машиностроения (ВТУЗ-ЛМЗ)

2 – ОАО Ленинградский Металлический завод

[skotnikova@mail.ru](mailto:skotnikova@mail.ru)

В работе предлагается комплексный подход к изучению закономерностей структурно-фазовых превращений в деформированных сплавах титана. Наряду с исследованием физико-механических свойств после отжигов различной длительности от 15 мин до 500 ч в широком интервале температур от 300 до 1100°C, использованы представления о механизмах формирования и распада  $\alpha$ - и  $\beta$ - твердых растворов и перераспределения между ними легирующих элементов, построена кинетическая диаграмма структурно-фазовых превращений в сплавах титана в зависимости от температуры нагрева абсолютной и приведенной к одинаковому содержанию высокотемпературной  $\beta$ - фазы, рис.1.

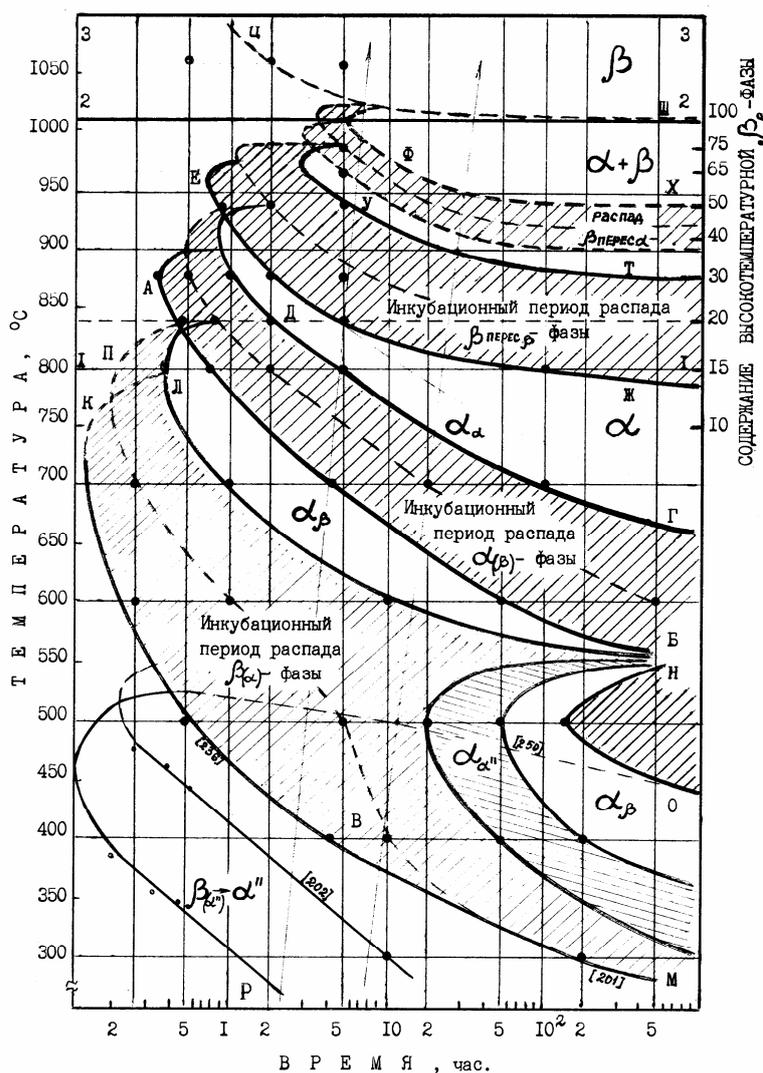


Рис.1.

Показано, что обрыв обработки из различных температурно-временных интервалов приводит к изменению при комнатной температуре морфологии структуры (в результате структурной релаксации), а также степени дефектности и легированности твердых растворов (в результате концентрационной релаксации). Повышение характеристик пластичности, технологичности и работы

зарождения трещины сплавов наблюдали в случае обогащения остаточных  $\beta$ - прослоек одноименными  $\beta$ - стабилизаторами.

На примере металла штамповок турбинных лопаток из сплава ВТ6 в пластинчатом, рис.2 (1), и глобулярном, рис.2 (2), структурном состояниях построены зависимости увеличения содержания высокотемпературной  $\beta$ -фазы при нагреве. Оказалось, что в исследованном сплаве глобулярного типа по сравнению с пластинчатым, имело место замедление темпа  $\alpha \rightarrow \beta$ - превращения в нижней части двухфазной ( $\alpha + \beta$ )–области (в ин-

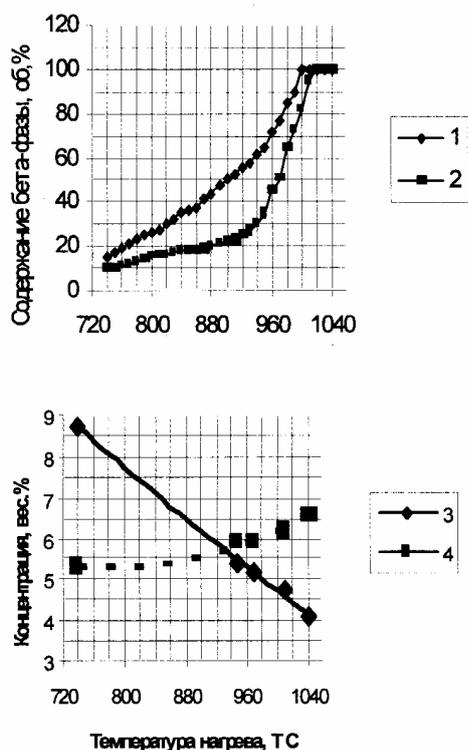


Рис. 2

тервале температур 840-940°C), что, вероятно, происходило вследствие торможения полиморфного превращения опережающим во времени распадом  $\alpha(\beta)$ - и  $\beta(\alpha)$ - твердых растворов, рис.2,(1-2).

Как показали результаты м.р.с.а., в исходном состоянии, в сплаве ВТ6 глобулярного типа по сравнению с пластинчатым, формировалась  $\beta$ - фаза более легированная ванадием (на 2,7 вес.%). По мере повышения температуры нагрева, имело место значительное изменение содержания в  $\beta$ - фазе легирующих элементов: обеднение ванадием, рис.2(3) и обогащение алюминием, рис.2(4).

Таким образом, сплав ВТ6 глобулярного типа, по сравнению с пластинчатым, обладает более устойчивой  $\beta$ - фазой, обогащенной одноименными  $\beta$ - стабилизаторами, что замедляет при нагреве темп  $\alpha \rightarrow \beta$ - превращения в нижней части двухфазной ( $\alpha + \beta$ )– области и повышает технологичность сплава при его горячей обработке.

## РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ И ПОЛЗУЧЕСТЬ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Козлов Э.В.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия,*  
[j\\_sol@mail.ru](mailto:j_sol@mail.ru)

Сплавы со сверхструктурой  $L1_2$  обладают рядом уникальных температурно-зависимых механических свойств. Это связано с особенностью протекания пластической деформации в этих материалах, которые определяются специфическими механизмами блокировки сверхдислокаций. Проявление этих механизмов зависит, в первую очередь, от состояния атомного дальнего порядка и условий испытания сплавов. Это приводит к тому, что в разных испытаниях (активная деформация, ползучесть релаксация) по-разному проявляются специфические механизмы движения и блокировки сверхдислокаций. В настоящей работе рассматриваются результаты экспериментальных исследований ползучести интерметаллидов со сверхструктурой  $L1_2$  ( $Ni_3Al$ ,  $Ni_3Ge$ ) и релаксации напряжений в них. Релаксация напряжений исследуется в широком температурном интервале в зависимости от степени деформации и ориентации монокристаллов  $Ni_3Al$  и  $Ni_3Ge$ . Из опытов по релаксации напряжений были получены параметры термической активации:  $V^*$  – активационный объем,  $\tau^*$  – эффективное напряжение,  $\tau_G$  – дальнедействующее напряжение, характеризующие как релаксацию напряжений, так и ползучесть. Построены зависимости этих параметров от температуры и степени деформации. Впервые проведен анализ влияния ориентации оси деформации на величину этих параметров. Было выявлено, что характер этих зависимостей многостадийен и зависит от ориентации оси деформации. Это свидетельствует о различии механизмов деформации, реализующихся в разных температурных интервалах.

Проводится сопоставление особенностей релаксации напряжений с формирующейся в процессе деформации дислокационной структурой. Сопоставляются также данные по релаксации напряжений с данными по ползучести. Особенности проявления механизмов термического упрочнения в условиях испытания на ползучесть и релаксацию напряжений рассматриваются в рамках модели упрочнения и отдыха. Построена единая модель, описывающая термическое упрочнение, ползучесть и релаксацию напряжений в сплавах со сверхструктурой  $L1_2$ . Результаты моделирования сравниваются с экспериментальными данными. Проводится анализ различных аспектов проявления механизмов термического упрочнения в условиях активной деформации, ползучести и релаксации напряжений.

Деформация в процессе релаксации удовлетворяет уравнению логарифмической ползучести в условиях понижающегося напряжения, что позволило нам получить параметры термической активации:  $V^*$  – активационный объем,  $\tau^*$  – эффективное напряжение,  $\tau_G$  – дальнедействующее напряжение, характеризующие как релаксацию напряжений, так и ползучесть. Получены зависимости этих параметров от температуры и степени деформации. Впервые проведен анализ влияния ориентации оси деформации на величину этих параметров. Было выявлено, что характер этих зависимостей многостадийен и зависит от ориентации оси деформации. Это свидетельствует о различии механизмов деформации, реализующихся в разных температурных интервалах.

# ВЛИЯНИЕ ВСЕСТОРОННЕГО ДАВЛЕНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МАТЕРИАЛОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Егоров С.А., Беляев С.П.

*НИИ математики и механики СПбГУ*  
[egorov@smel.math.spbu.ru](mailto:egorov@smel.math.spbu.ru)

В работе изучены деформационные процессы, возникающие в материалах с мартенситными превращениями в условиях действия всестороннего давления. Эксперименты выполнены на сплавах TiNi и Cu-Al-Ni – типичных представителях материалов с памятью формы, в которых реализуются структурные фазовые переходы с различной температурной кинетикой и кристаллографическим строением фаз. Опыты производили в специальной установке, обеспечивающей давление до 200 МПа. Датчики перемещения и температуры находились в сосуде давления, и их показания практически не зависели от текущего значения давления. Использовали либо предварительно деформированные образцы, либо производили нагрузку образцов с помощью упругих элементов непосредственно в камере давления. Эксперименты выполняли как при постоянном давлении, изменяя температуру через интервал температур мартенситных переходов, так и при изменяющемся давлении.

Установлено, что давление смещает температуры проявления эффектов пластичности превращения и памяти формы при  $\beta_1 \leftrightarrow \gamma_1'$  превращении в Cu-Al-Ni и  $B2 \leftrightarrow B19'$  превращении в TiNi в направлении низких температур. Для деформационных явлений, реализующихся при  $B2 \leftrightarrow R$  переходе в TiNi, имеет место обратная закономерность. Наблюдаемый сдвиг характеристических температур от 1,5 до 10 раз превышает оценки, выполненные по уравнению Клаузиуса-Клапейрона, учитывающего ненулевой объемный эффект превращения. Делается вывод о том, что выявленный в опытах сдвиг температур обусловлен не только скачком объема при превращении, но и другими факторами, порождаемыми давлением.

Показано, что эффекты памяти формы инициируются изменением давления при постоянной температуре. Деформация может изменяться при нарастании давления или при его уменьшении, в зависимости от того, какое превращение инициируется (прямое или обратное), а также в зависимости от направления смещения характеристических температур под давлением. Так в сплаве Cu-Al-Ni деформация, обусловленная прямым превращением  $\beta_1 \leftrightarrow \gamma_1'$ , стимулируется понижением давления, а деформирование, связанное с обратным  $\gamma_1' \leftrightarrow \beta_1$  переходом – его увеличением. Так же, как и при температурном воздействии, возврат деформации под давлением может происходить по механизму переориентации мартенситных кристаллов, либо за счет мартенситных сдвигов во время фазового превращения.

Если в ходе мартенситного превращения изменить давление так, что деформирования не происходит (например, уменьшить давление при обратном  $\gamma_1' \leftrightarrow \beta_1$  переходе), то можно наблюдать изменение температурной кинетики превращения. Оно выражается в задержке деформирования при последующем изменении температуры. Температурная задержка составляет 3 – 5 К и зависит от величины скачка давления.

Результаты работы свидетельствуют о возможности использования материалов с памятью формы для разработки сенсоров и актуаторов, функционирующих при воздействии давления.

# РАСЧЕТ ФРО В АНСАМБЛЯХ МИКРООБЛАСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРОВАННЫХ ЗЕРЕН И ЕГО ПРИМЕНЕНИЕ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ЭВОЛЮЦИИ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ МИКРОРАЗОРИЕНТАЦИЙ

Ермакова Н.Ю

*Санкт-Петербургский Государственный Технический Университет, Россия*  
[ermakova@twonet.stu.neva.ru](mailto:ermakova@twonet.stu.neva.ru)

Развит метод восстановления функции распределения ориентаций (ФРО) в отдельном зерне на основе данных локальной рентгеновской дифрактометрии. Математическая процедура, с помощью которой рассчитывается ФРО, подобна векторному методу определения макротекстуры. Разработанный метод предоставляет в распоряжение экспериментатора инструмент для количественного анализа локальной текстуры. Приведен пример его использования. Показано, что исходя из ФРО, можно получать разнообразную информацию о микротекстуре зерна, в частности, исследовать ее эволюцию при пластической деформации в зависимости от начальной ориентировки зерна и его локального окружения.

В последние годы быстро росло количество работ, предметом исследования в которых являются локальные ориентации элементов разориентированной микроструктуры деформированных материалов. Новая методика, использованная в настоящей работе, позволила впервые исследовать не отдельные ориентации или их массивы, а распределения ориентаций внутри единичных зерен. Изучение эволюции микротекстуры в процессе сжатия поликристалла алюминия до 50% позволяет сделать следующие выводы:

С помощью разработанной методики определения локальной ФРО возможно получение количественной информации об эволюции микротекстуры отдельных зерен, в том числе, об изменении преимущественной ориентации (то есть ориентации, представленной в данном зерне с максимальной вероятностью), и о рассеянии ориентаций в пределах зерна.

Изменение преимущественной ориентации оси сжатия в отдельных зернах в целом согласуется с данными о формировании текстуры сжатия  $\langle 110 \rangle$ . В то же время, зерна с близкими начальными ориентировками переориентируются по-разному. Локальное окружение зерна, а также, вероятно, его размер и форма являются факторами, в существенной мере определяющими траекторию переориентации исследованных зерен. Общепринятые в настоящее время теоретические модели, не учитывающие особенности пластического взаимодействия зерна с его локальным окружением, не в состоянии предсказать поворот решетки отдельного зерна.

При малых деформациях (~10%) микротекстура в основном является результатом градиента ориентации, возникающего в масштабе зерна из-за его пластического взаимодействия с ближайшим окружением. По мере роста деформации вклад таких крупномасштабных градиентов ориентации уменьшается, а вклад упорядоченной (в отношении чередования и самокомпенсации внутривзеренных разворотов решетки) разориентированной микроструктуры возрастает.

## РАВНОВЕСИЕ И УСТОЙЧИВОСТЬ ДВУХФАЗНЫХ ЦЕНТРАЛЬНО-СИММЕТРИЧНЫХ ПОЛЕЙ ДЕФОРМАЦИЙ

Л. Л. Шарипова, Е. Е. Еремеев, А. Б. Фрейдин  
Институт проблем машиноведения РАН, Россия,  
[freidin@ipme.ru](mailto:freidin@ipme.ru), [leah@ipme.ru](mailto:leah@ipme.ru), [eremeyev@math.rsu.ru](mailto:eremeyev@math.rsu.ru)

Граница раздела фаз деформируемого материала может быть рассмотрена как поверхность разрыва деформаций при непрерывном поле перемещений, на которой, помимо обычных условий непрерывности векторов перемещения и усилия, ставится дополнительное условие термодинамического равновесия [2] – [4]. Границы фаз такого типа возникают, например, при мартенситных превращениях [1]. Задачи о двухфазных конфигурациях деформируемых тел являются задачами с неизвестной границей и, как правило, имеют неединственное решение при одних и тех же граничных условиях. Не единственность решения требует дополнительного анализа энергетических изменений вследствие фазового превращения и анализа устойчивости.

В докладе проблема равновесия и устойчивости исследуется на примере двухфазных центрально-симметричных полей деформаций. Доказывается, что в случае центрально-симметричных двухфазных конфигураций изотропного материала возможны только одна равновесная граница фаз – если тело сплошное, и не более двух границ, если в центральной области тела имеется сферическая полость. Ранее была решена задача об устойчивости упругого изотропного шара, испытывающего фазовое превращение [2], где было показано, что эта задача имеет два решения. В первом – область новой фазы развивается из центра в виде шарового ядра, во втором – с поверхности в виде шарового слоя. Оба двухфазных решения энергетически более выгодны по сравнению с однофазными. Анализ устойчивости найденных решений показывает, что решение, в котором фаза с большим модулем сдвига занимает внешний сферический слой – неустойчиво. В случае расположения более жесткой фазы в центре шара потери устойчивости не обнаружено. Таким образом, требования энергетической выгоды и устойчивости позволило отобрать в классе центрально симметричных решений единственное. Данный анализ демонстрирует также, что появление дополнительной степени свободы, связанной с наличием фазовой границы, вносит существенные изменения в процесс потери устойчивости упругих двухфазных тел. При отсутствии фазового перехода рассмотренная краевая задача является задачей статики для составного линейно упругого тела с закрепленной поверхностью, для которого потеря устойчивости невозможна. Двухфазные поля деформаций, полученные в обоих решениях, соотносятся с зонами фазовых переходов (фазовыми диаграммами), построенными в пространстве деформаций. Зона фазовых переходов образована всеми возможными деформациями, которые могут сосуществовать в данном материале на границе фаз [3]. Показывается, что локально-устойчивым решениям могут соответствовать только двухфазные состояния, деформации для которых находятся вне зоны фазовых переходов везде, кроме границы фаз, деформации на которой соответствуют внешней границе зоны.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, Грант № 01-01-00324*

### Список литературы

1. Бойко В.С., Гарбер Р.И., Косевич А.М. Обратимая пластичность кристаллов. М., 1991. 280 с.
2. Назыров И.Р., Фрейдин А.Б. Фазовые превращения при деформировании твердых тел в модельной задаче об упругом шаре // Изв. РАН. МТТ. 1998. №5.
3. Фрейдин А.Б. Приближение малых деформаций в теории фазовых превращений при деформировании упругих тел // Прочность и разрушение материалов и конструкций. Межвуз. сб. под ред. Н.Ф. Морозова. (Исследования по упругости и пластичности. 1999. Вып. 18. С. 266-290.)
4. Морозов Н.Ф., Назыров И.Р., Фрейдин А.Б. Одномерная задача о фазовом превращении упругого шара // Докл. РАН. 1996. Т. 346. № 2. С. 188 -191.

# ОСОБЕННОСТИ ГЕНЕРАЦИИ И РЕЛАКСАЦИИ РЕАКТИВНОГО НАПРЯЖЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ Cu – Al – Ni

К.В.Бетехтин, С.Л.Кузьмин\*, С.А.Пульнев\*\*

С.-Петербургский Гос. Технический Университет

\*НИИ математики и механики им. В.И.Смирнова, СПбГУ.

\*\* ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН

Исследование эволюции реактивного напряжения проводили на монокристаллах Cu–13,4%Al–4,6%Ni, обладающих широким спектром функционально-механических свойств памяти формы.

Для придания сплавам свойства генерировать реактивные напряжения использовались два режима предварительного деформирования. Во-первых, активное деформирование с постоянной скоростью в изотермических условиях, во-вторых, охлаждение образцов под постоянным напряжением из аустенитного в мартенситное состояние. После этого образцы заземлялись в установке, и осуществлялся их нагрев и охлаждение через температурные интервалы мартенситных превращений.

Как и следовало ожидать, при нагревании образца выше температуры обратного мартенситного превращения  $A_n$  начиналась генерация реактивного напряжения. После достижения максимального значения ( $\sim 450$  МПа), ограниченного пределом текучести монокристалла, наблюдалась его релаксация. Важно при этом подчеркнуть, что разгрузка образца в изотермических условиях с 450 МПа сопровождалась его полным формовосстановлением. Однако в некотором, довольно узком температурном интервале, еще до перехода сплава в аустенитное состояние, происходило скачкообразное изменение реактивного усилия, а также, как установлено авторами, скачкообразное изменение напряжения при активном закручивании образца.

Анализ результатов структурных исследований позволяет полагать, что обнаруженная аномалия связана, вероятно, с процессом раздвойнивания  $\gamma'_1$  мартенсита и завершением обратного мартенситного превращения.

После релаксации реактивного напряжения монокристаллы охлаждали. При понижении температуры в процессе прямого мартенситного превращения монокристалл вначале генерировал реактивное напряжение, потом оно релаксировало, а затем вновь возникало. После исчерпания ресурса мартенситно-двойниковой неупругости малопластичная композиция разрушалась. Реверсивное изменение реактивного напряжения при охлаждении сходно с реверсивным формоизменением того же материала, которое связывают с последовательным протеканием нескольких мартенситных превращений с различной кинетикой и температурами развития [1], а также с суперпозицией двух противоположных по «знаку» эффектов – пластичности превращения и памяти формы.

В заключении хотелось бы выделить важный, как представляется, результат. Сравнительный анализ показал, что в исследуемом сплаве максимальный уровень реактивного напряжения сравним с максимальным уровнем реактивного напряжения в никелиде титана, однако, в отличие от последнего, сплав на медной основе полностью восстанавливает исходную форму при разгрузке после достижения максимального реактивного напряжения.

## Список литературы

1. С.П.Беляев, В.А.Ермолаев, С.Л.Кузьмин, М.Л.Лескина, В.А.Лихачев, С.А.Пульнев. ФММ, 1991, №8, С171-175.

## ВЛИЯНИЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ АРГОНА И АЗОТА НА СТРУКТУРУ И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ В АМОРФНОМ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ СОСТОЯНИИ

Н.И.Носкова, Е.Г.Волкова

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург*

[noskova@imp.uran.ru](mailto:noskova@imp.uran.ru)

Структура сплава  $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$  в аморфном состоянии характеризуется картиной микродифракции, на которой обнаруживаются два диффузных гало, положение которых определено дифракционными условиями и величиной максимального межплоскостного расстояния кристаллической решетки железа. Облучение ионами аргона или азота вызывает в картине микродифракции сплава появление внутреннего диффузного гало, а в аморфной структуре сплава появление предвыделений кристаллической метастабильной фазы  $Fe_3Si$  размером 2-4 нм. После нанокристаллизации структура сплава имеет типичный вид нанокристаллического состояния с размером нанозерна, колеблющегося от 5 до 15 нм. На картине микродифракции видны дифракционные кольца с большим количеством рефлексов. После облучения ионами аргона на картине микродифракции рефлекссы имеют размытый вид, что, по-видимому, отражает возникновение при облучении внутренних напряжений в нанозернах. И в том, и другом случае на картине микродифракции присутствует слабое основное диффузное гало, указывающее на наличие аморфной матрицы. Следует отметить также, что нанозерна основной фазы  $Fe+18,2\% Si$  имеют по границам нанозерна аморфный или сильно искаженный слой, обогащенный атомами ниобия. После облучения ионами аргона кольцевой ореол на границах нанозерен становится дискретным, что может быть связано с возможными отражениями от фазы  $FeNbB$ .

## ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРА АМОРФНОГО И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Н.И. Носкова<sup>1</sup>, В.Я. Белозеров<sup>2</sup>, Н.Ф. Вильданова<sup>1</sup>, Ю.Н. Стародубцев<sup>2</sup>

<sup>1</sup> - *Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург,*  
[noskova@imp.uran.ru](mailto:noskova@imp.uran.ru)

<sup>2</sup> - *Научно-производственное предприятие ГАММА, г. Екатеринбург*

Исследована прочность, пластичность и структура нержавеющей стали (марки Ст.18-8) в закаленном, деформированном, аморфном и нанокристаллическом состояниях. Для получения аморфного состояния в сталь дополнительно были введены добавки кремния и бора. Сталь состава  $Fe_{60}Cr_{18}Ni_7Si_3B_{12}$  и  $Fe_{60}Cr_{18}Ni_7Si_5B_{10}$  была получена в аморфном состоянии путем быстрой закалки из расплава. Нанокристаллическое состояние было получено путем ступенчатого отжига аморфного состояния (низкотемпературный отжиг при 723 К – 30 мин., затем высокотемпературный отжиг при 823 К – 30 мин.)

Структура стали исследовалась методом световой и просвечивающей электронной микроскопии. Деформация осуществлялась прокаткой и одноосным растяжением.

В результате проведенных исследований обнаружено следующее. Структура стали в закаленном от 1250 К ( $\gamma$ - фаза) и деформированном ( $\gamma$ -, $\epsilon$ -, $\alpha$ - фазы) состояниях имеет разный фазовый состав и разную дислокационную структуру. От структуры стали после быстрой закалки из расплава получили микродифракцию в виде диффузного галло, а электронно-микроскопические снимки имели дифракционный контраст, характерный для аморфного состояния. В структуре стали в нанокристаллическом состоянии возникли нанозерна размером 25 нм в виде основной  $\gamma$ - фазы и незначительным присутствием  $\alpha$ -фазы, обнаруженной лишь магнитными измерениями.

Испытания на растяжение показали, что сталь в закаленном состоянии имеет предел прочности 950 МПа и удлинение 30%, в деформированном состоянии предел прочности возрастает 1080 МПа, пластичность при этом падает до 12%. В аморфном состоянии предел прочности стали достигает 3260 МПа, а в нанокристаллическом – 2980 МПа. Пластичность в аморфном состоянии невелика (1.5-2.0%). Однако в нанокристаллическом состоянии пластичность оказалась выше в 2-3 раза по сравнению с аморфным.

Обсуждение полученных результатов проведено на основе дислокационных и дисклинационных представлений о механизме деформации с учетом фазовых превращений, вызванных расстекловыванием и самой деформацией.

## ВЫСОКОСКОРОСТНОЕ ДЕФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АРМКО-Fe

А.И. Козачук, А.Б. Синани, В.В. Шпейзман, В.И. Копылов \*

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук, 194021  
Санкт-Петербург, Россия*

*\*Физико-технический институт Белорусской академии наук, 220730 Минск, Белоруссия  
[alfred@mmlab.ioffe.rssi.ru](mailto:alfred@mmlab.ioffe.rssi.ru)*

В работе исследованы методом Тейлора [1-3] отожженное при 680 °С армко-железо ( $\alpha$ -Fe) и нанокристаллическое  $\alpha$ -Fe, полученное методом многократного равноканального углового (РУГ) прессования с поворотом бруска на 90° после каждого цикла [4]. После РУГ прессования получались бруски длиной  $\approx 100$  мм с поперечным сечением 14x14 мм. Исходное и нанокристаллическое  $\alpha$ -Fe имели статическую твердость по Бринеллю 660 и 2600 МПа соответственно.

Динамические испытания проводились при скоростях удара 200-330 м/с, обеспечивающих скорость деформации  $\cong 10^5$  с<sup>-1</sup>. Динамический предел текучести исходного  $\alpha$ -Fe оказался  $\approx 400$  МПа, нанокристаллического  $\approx 800$  МПа.

Таким образом, в  $\alpha$ -Fe с переходом к нанокристаллической структуре, наряду с возрастанием сопротивления деформированию, наблюдается значительное снижение коэффициента динамичности.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект №00-01-00482), Научного совета МНТП “Физика твердотельных наноструктур” (Проект №97-3006)*

### Список литературы

1. Уилкинс М.Л., Гуинан М.У. Удар цилиндра по жесткой преграде. Механика. 1973. Т.3. №139. С.112-128.
2. Cazimas J.U., Bless S.J. Scaling Effects in Penetration: A Taylor Test Approach. J. Phys. IV. France. 7. 1997. С3. Р.115-120.
3. Емельянов Ю.А., Синани А.Б. Удар пластичного ударника о жесткую преграду. ЖТФ. 1995. Т.65. №7. С.87-97.
4. Сегал В.М., Резников В.И., Копылов В.И., Павлик Д.А., Малышев В.Ф. Процессы пластического структурообразования металлов. Мн. Наука и техника. 1994. 232С..1333-1335.

# ОСОБЕННОСТИ ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЯ НА ДЕФОРМИРУЕМЫХ ПОВЕРХНОСТЯХ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ КРИСТАЛЛОВ И АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Лукьяненко А.С., Бетехтин В.И., Корсуков В.Е., Обидов Б.А., Томилин А.Н.

*ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, С Петербург*  
[vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru)

В работе методами сканирующей туннельной микроскопии, дифракции медленных и быстрых электронов изучались необратимые эффекты в трансформации рельефа деформируемых поверхностей Ge(111), Si(111) и поверхности фольг из аморфных сплавов на основе железа под нагрузкой (*in situ*).

Ранее были обнаружены и подробно обсуждались квазиобратимые эффекты трансформации рельефа деформируемой поверхности Ge(111), обусловленные диффузионным массопереносом в механическом силовом поле [1]. Однако диффузионная кинетика протекает на фоне необратимых трансформаций рельефа, усиливающихся с ростом нагрузки. Это приводит, с одной стороны, к формированию структуры рельефа на наномасштабном уровне, а с другой стороны, к нетривиальной динамике фрактальной структуры рельефа поверхности в целом [2], в итоге указанные процессы приводят, очевидно, к формированию в поверхностном слое зародыша макроскопического очага разрушения.

Задачей данной работы является выявление роли мультифрактальности и диффузионных процессов в зарождении очага разрушения. Значительная доля необратимых крупномасштабных (микронного уровня) эффектов, обнаруженных на деформируемых поверхностях полупроводниковых кристаллов может быть следствием пластической деформации. В этом отношении эти результаты согласуются с результатами, полученными ранее другими авторами (см. [3,4]). Однако анализ полученных в работе данных позволяет полагать, что обнаруженные крупномасштабные дефекты подготовляются трансформацией рельефа на уровне 10 - 100 нм, которая происходит уже при сравнительно малых нагрузках. Аналогичные эффекты "деградации" рельефа на субмикронном уровне были обнаружены также на деформируемых поверхностях фольг из аморфных сплавов на основе железа.

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют, как нам кажется, о наличии предпластической фазы эволюции структуры деформированного поверхностного слоя на нанометровом уровне.

## Список литературы

1. Горобей Н.Н., Князев С.А., Корсуков В.Е., Лукьяненко А.С., Обидов Б.А., Харциев В.Е. // Письма в ЖТФ, 2002, Т.28, Вып.1, С.54..
2. Бетехтин В.И., Бутенко П.Н., Гиляров В.Л., Корсуков В.Е., Лукьяненко А.С., Обидов Б.А., Харциев В.Е.// Письма в ЖТФ, 2002, Т.28, Вып.1, С.60.
3. Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М.: "Наука", 1983.
4. V. Korsukov, A. Lukjanenko, B. Obidov. Formation of nonsocial structures on the Ge(111) surface under mechanical loading. //Surface review and letters, Vol5, N 1, 1998, P. 37-42.

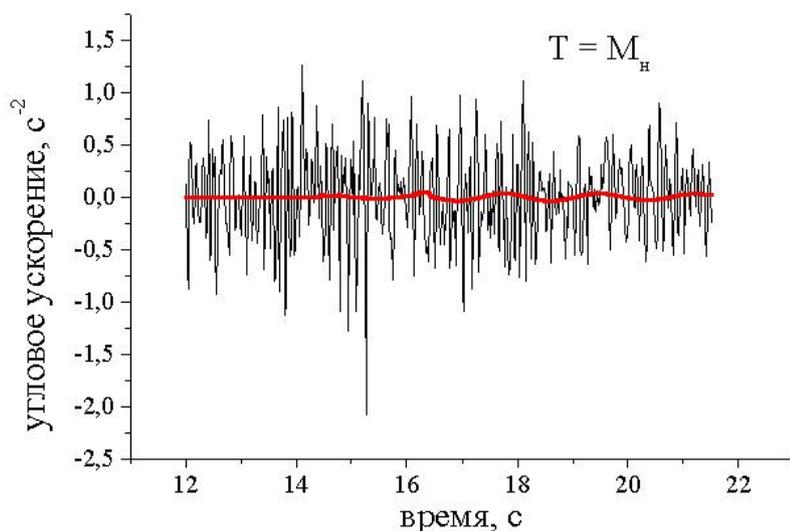
## ВОЗМОЖНОСТИ УПРАВЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИМИ КОЛЕБАНИЯМИ СИСТЕМ, СОДЕРЖАЩИХ ЭЛЕМЕНТЫ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

С. П. Беляев, А. Е. Волков, И. В. Иночкина

НИИ Математики и Механики Санкт-Петербургского Госуниверситета, Россия  
[volkov@smel.math.spbu.ru](mailto:volkov@smel.math.spbu.ru)

Исследовали возможность управления механическими колебаниями с помощью элемента из сплава с памятью формы (ЭСПФ), включенного в колеблющуюся систему. Опыты выполняли на крутильном маятнике, подвес которого, изготовленный из эквипотенциального сплава титан-никель, нагревали управляющими импульсами тока, инициируя в материале фазовые превращения в каждом полупериоде колебаний. Управляющими параметрами являлись время рассогласования между моментом максимального отклонения маятника от положения равновесия и моментом подачи импульса, а также температура, до которой осуществлялся нагрев. Компьютерное моделирование проводили также для крутильного маятника, содержащего два элемента — пассивный упругий и управляющий, обладающий свойствами сплавов с памятью формы. Механическое поведение ЭСПФ описывали методами структурно-аналитической теории прочности.

Экспериментально показано, что когда максимальная температура была достаточной для завершения обратного мартенситного превращения, происходит значительное увеличение периода и амплитуды колебаний, независимо от времени рассогласования. Гашение колебаний можно стимулировать однократным импульсом нагрева при временах рассогласования, больших четверти периода. Расчеты показали хорошее качественное совпадение с экспериментальными результатами, что позволяет сделать вывод о возможности использования такого моделирования для прогнозирования характера влияния ЭСПФ на механические колебания.



Угловые ускорения основания конструкции (—) и ее части (—), изолированной посредством ЭСПФ.

При теоретическом исследовании возможности демпфирования колебаний в системах, масса которых значительно превышает массу ЭСПФ, получено, что наиболее эффективное гашение при активном воздействии на элемент достигается, когда импульс нагрева приходится на вторую четверть периода колебаний, а при постоянной температуре ЭСПФ — когда материал находится в мартенситном состоянии.

Моделирование функционирования ЭСПФ в качестве изолятора показало (см. рис.), что использование таких элементов перспективно для защиты конструкций от колебаний, причем наибольший эффект достигается, когда материал находится в двухфазном состоянии.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ ХРУПКОСТИ ОТОЖЖЕННОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА U – МЕТОДОМ И МЕТОДОМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ НА ПОЛИМЕРНЫХ ПОДЛОЖКАХ

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

*Тамбовский государственный университет им. Г. Р. Державина*  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)

При исследовании механических свойств металлических стекол широкое применение нашел метод микроиндентирования и U - метод. Ранее методом микроиндентирования, установлены закономерности изменения механических характеристик металлического стекла, в зависимости от температуры отжига и характеристик используемой подложки. Полученные результаты необходимо сопоставить с данными U – метода, что и послужило целью данной работы.

Исследования проводили на металлическом стекле 82К3ХСР. Толщина ленты 30 мкм, состав: 83,7%Co+3,7%Fe+3,2%Cr+9,4%Si (вес.%). Перед испытанием образцы отжигали в печи при  $T_{ан}=538-1183$  К с выдержкой 10 мин. при каждой температуре. Образцы исследовали U – методом и методом микроиндентирования (микротвердомер ПМТ-3). Перед индентированием образцы наносили на подложку, в качестве которой использовали композиты с микротвердостью: 1  $\approx 151$  кГ/мм<sup>2</sup>; 2  $\approx 16$  кГ/мм<sup>2</sup>; 3 < 10 кГ/мм<sup>2</sup>, толщиной  $\approx 1$  мм, нанесенные, в свою очередь, на металлические пластины.

Методом микроиндентирования установлено, что индентирование металлического стекла, отожженного при температуре выше критической (зависящей от материала подложки:  $T_{cr1} = 748$  К,  $T_{cr2} = 738$  К,  $T_{cr3} = 673$  К) может сопровождаться образованием трещин. Зависимости вероятности образования трещин от нагрузки на индентор являются линейными для любых температур отжига выше критической. Превышение критической температуры отжига приводит к экспоненциальному повышению хрупкости металлического стекла, достигающей своего максимального значения при переходе сплава в кристаллическое состояние.

U – методом установлено экспоненциальное повышение хрупкости металлического стекла по мере повышения температуры отжига. Максимальное значение хрупкости отмечено при переходе образцов в кристаллическое состояние. Разрушение образцов (образование трещин) наблюдается при достижении  $T_{от}=628$  К.

Выводы: 1) полученные результаты свидетельствуют об удовлетворительном совпадении данных, полученных указанными методами; 2) на всех подложках прослеживаются общие статистические закономерности; 3) метод микроиндентирования на полимерных подложках обеспечивает высокую точность и оперативность определения трещиностойкости отожженного металлического стекла.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 01-01-00403.*

## ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ НА НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОЕ СОСТОЯНИЕ ПОРИСТЫХ ТЕЛ

С.Ю.Веселков\*, Ю.М. Даль\*, В.И.Бетехтин, А.Г.Кадоццев, О.В.Амосова

*Физико-технический институт имени А.Ф.Иоффе Российской академии наук,  
[vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:vladimir.betekhtin@pop.ioffe.rssi.ru)*

*\*Санкт-Петербургский государственный университет, 199034, Санкт-Петербург, Россия.*

подавляющее большинство исследований по прочности пористых материалов основано на соотношениях линейной теории упругости. Такой подход обладает существенными недостатками. Во-первых, он не позволяет учесть возникновение и развитие пластических зон в окрестности изолированных или групповых концентраторов напряжений. Во-вторых, краевые условия в задачах классической теории упругости удовлетворяются на исходном (недеформированном) контуре твёрдого тела; по этой причине построенные решения оказываются справедливыми лишь при малых изменениях конфигурации внутренних дефектов (пор, вакансий, включений, трещин).

В представленной работе получено решение задачи о больших деформациях шаровой полости в трехмерном пространстве, нагруженной на бесконечности гидростатическим давлением. В основу анализа положены соотношения геометрически нелинейной теории упругости. Выведены аналитические формулы для перемещений и напряжений в окрестности шаровой поры. Установлена погрешность классического (линейного) решения этой проблемы.

С позиций двумерной геометрически и физически нелинейной теории упругости изучено напряженно-деформированное состояние плоскости, ослабленной эллиптической полостью. Показано, что в случае одноосного и двуосного растяжения (сжатия) плоскости, коэффициент концентрации напряжений на контуре полости зависит от уровня действующей нагрузки.

Численными методами установлены особенности развития пластических зон вблизи изолированной поры и регулярного ансамбля эллиптических пор. Произведена оценка влияния поверхности тела на конфигурацию областей пластичности около поверхностных пор.

Теоретические оценки сопоставлены с экспериментальными результатами изучения влияния давления на закономерности заживления деформационной пористости, образовавшейся в процессе высокотемпературной ползучести меди и врожденной пористости в аморфных сплавах.

Получено хорошее качественное, а в ряде случаев и количественное, совпадение теоретических и экспериментальных данных: в частности, данных, свидетельствующих о зависимости эффективности заживления от формы пор; их расстояния до поверхности исследуемых образцов; величины промежутка между соседними порами.

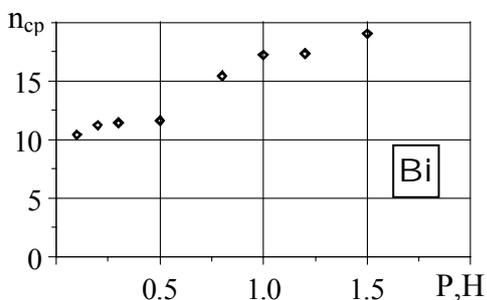
# ЗАРОЖДЕНИЕ ДВОЙНИКОВ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ

Т. С. Чикова

*Мозырский государственный педагогический институт, Беларусь*  
[mozvuz@mail.gomel.by](mailto:mozvuz@mail.gomel.by)

Экспериментально и теоретически доказано, что механические двойниковые прослойки конечных размеров возникают при деформировании кристалла сосредоточенной нагрузкой. В практике экспериментального исследования клиновидных двойников в металлах традиционно используется алмазный индентор, имеющий форму пирамидки [1, 2]. По изменению формы и размеров двойниковых прослоек при варьировании параметров внешнего воздействия авторы делают выводы о пластических сдвигах в зоне индентирования. Однако до настоящего времени роль индентора в зарождении двойникования не изучена. Существуют, в частности, работы, в которых утверждается, что количество очагов двойникования, возникающих у отпечатка алмазной пирамидки не зависит от величины внешней нагрузки.

Проведено исследование влияния величины внешней сосредоточенной силы на возникновение клиновидных двойниковых прослоек в висмуте и цинке. Установлено, что при увеличении статической нагрузки на кристалл количество очагов двойникования у индентора возрастает во всем диапазоне исследованных нагрузок. В зависимости от величины внешнего усилия стимулирование пластической деформации двойникованием в металле определяется концентраторами напряжений различной физической природы. С ростом действующей нагрузки происходит смена типа концентраторов напряжений, определяющих зарождение пластической деформации двойникованием в висмуте и цинке. Слабый прирост числа двойников в диапазоне малых нагрузок (0,05 Н – 0,5 Н), когда скольжение (рис.) незначительно, объясняется тем, что зарожде-



ние двойников происходит в основном у стабильных концентраторов напряжений, имеющих на гранях пирамидки, и лишь незначительная часть прослоек возникает у нестабильных концентраторов, роль которых выполняют внутренние дефекты структуры.

При существенном увеличении внешней нагрузки в окрестностях отпечатка развивается интенсивное сопутствующее скольжение, насыщающее кристалл дефектами. Кроме того, из-за увеличения размеров отпечатка расширяется зона деформации и активизируется значительно большее число внутренних концентраторов напряжений. Поскольку число стабильных концентраторов при всех нагрузках остается неизменным, а количество нестабильных с ростом механических напряжений резко возрастает, в диапазоне нагрузок 0,8 Н – 1,5 Н подавляющая часть из общего числа двойников зарождаются на нестабильных (внутренних) концентраторах.

## Список литературы

1. Косевич В.М., Башмаков В.И. Исследование двойникования металлических кристаллов с помощью сосредоточенной нагрузки // Физ. мет. и металловед. 1960. Т.9, №2. С.288–293.
2. Yoo N.H., Wei C.T. Twinning in zinc by indentation // J. Appl. Phys. 1967. Vol. 38, N7. P.2974 - 2976.

# ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ ГИСТЕРЕЗИСНЫХ СВОЙСТВ ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦ

В. И. Башмаков, Т. С. Чикова

Мозырский государственный педагогический институт, Беларусь  
[mozvuz@mail.gomel.by](mailto:mozvuz@mail.gomel.by)

В [1, 2] предложен феноменологический подход, позволяющий использовать уравнение стандартного линейного тела для количественного описания поведения двойниковых прослоек. Однако он достаточно громоздок, и результаты вычислений трудно сопоставимы с экспериментом. Теоретический анализ механических свойств двойниковых прослоек можно заметно упростить и оптимизировать, если реальные режимы нагружения, использовавшиеся в экспериментах, аппроксимировать более простыми периодическими законами. Такой прием дает возможность решать основное уравнение напряженно-деформированного состояния сдвойникового образца

$$\sigma + \tau_\varepsilon \dot{\sigma} = G(\varepsilon + \tau_\sigma \dot{\varepsilon}), \quad (1)$$

не проводя его непосредственного интегрирования с использованием начальных условий, учитывающих характер нагружения. Здесь  $\sigma$  – действующие механические напряжения,  $\varepsilon$  – относительная деформация,  $\tau_\varepsilon$  и  $\tau_\sigma$  имеют смысл характерных времен релаксации напряжения при постоянной деформации и деформации при постоянном напряжении, соответственно.

В [3] экспериментально исследованы гистерезисные свойства единичных двойниковых прослоек в висмуте при деформировании образцов переменной нагрузкой с постоянной скоростью изменения прикладываемых к кристаллу напряжений  $\dot{\sigma} = C = const$ . Аппроксимируем экспериментальную зависимость  $\sigma(t)$  синусоидой:

$$\sigma = \sigma_0 \sin(\omega t) = \text{Im}(\sigma_0 \exp(i\omega t)), \quad (2)$$

где  $\omega = \frac{2\pi}{T} = \frac{\pi C}{2\sigma_0}$ ,  $T$  – период изменения механических напряжений.

Решение уравнения (1) с учетом (2) в виде:

$$\varepsilon = \varepsilon_0 \sin(\omega t - \delta) = \text{Im}(\varepsilon_0 \exp(i(\omega t - \delta))),$$

позволяет определить сдвиг фазы  $\delta$ , учитывающий релаксационные явления, такие как запаздывание изменения  $\varepsilon(t)$  по отношению к  $\sigma(t)$ , вычислить декремент затухания для единичных двойниковых прослоек  $Q^{-1}$  и сопоставить их с экспериментальными результатами [3]. Хорошее совпадение расчетных данных с экспериментом подтверждает правомерность использования такого модельного подхода для количественного описания поведения единичных двойников под нагрузкой.

## Список литературы

1. Bashmakov V.I., Bosin M.E., Pachomov P.L. The motion of non-coherent twin boundaries under repeated loadings // Phys. Stat. Sol. 1972(a). Vol.9. P.69–77.
2. Башмаков В.И., Босин М.Е., Пахомов П.Л. Феноменологическое описание эффекта Баушингера на единичных двойниках в металлических кристаллах // Украинский физический журнал. 1971. Т.16. № 2 С.2202–2209.
3. Башмаков В.И., Яковенко Н.Г. Экспериментальное исследование гистерезисных свойств остаточных двойниковых прослоек в кристаллах висмута // Физ.мет. и металловед. 1968. Т.26. №4. С.606–609.

## ЗАРОЖДЕНИЕ И РАСПРОСТРАНЕНИЕ ПОЛОС ПЕРЕОРИЕНТИРОВКИ: ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ И КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

М. Ю. Гуткин<sup>1</sup>, К. Н. Микаелян<sup>1</sup>, М. Зеефельдт<sup>2</sup>, А. Е. Романов<sup>3</sup>, П. Климанек<sup>4</sup>

<sup>1</sup> *Институт проблем машиноведения РАН, Россия*

<sup>2</sup> *Католический университет Лейвена, Бельгия*

<sup>3</sup> *Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН, Россия*

<sup>4</sup> *Технический университет "Горная академия" Фрайберга, ФРГ*

[gutkin@def.ipme.ru](mailto:gutkin@def.ipme.ru)

Предложены дислокационно-дисклинационные модели гетерогенного зарождения и развития ротационных структур в виде полос переориентировки в ГЦК и ОЦК металлах и сплавах на стадии развитой пластической деформации. Рассмотрены исходные дисклинационные конфигурации дипольного и квадрупольного типов в двойных и тройных стыках границ зерен, способные под действием приложенного внешнего упругого поля расщепляться на подвижные и закрепленные дисклинационные конфигурации. Перемещение подвижных диполей частичных дисклинаций приводит к образованию и развитию полос переориентировки, часто наблюдаемых на эксперименте. Рассчитаны критические внешние сдвиговые напряжения, необходимые для генерации таких полос, а также предельные напряжения, соответствующие переходу от устойчивого режима распространения полосы к неустойчивому. Для случая устойчивого распространения полос найдены их равновесные длины. Исследованы зависимости критических напряжений и равновесных длин полос переориентировки от геометрии и мощности исходных стыковых дисклинационных конфигураций, а также от эффективной поверхностной энергии границ, отделяющих полосы переориентировки от окружающего материала.

С целью лучшего понимания упругого взаимодействия дислокаций и дисклинаций в процессе формирования ротационных структур разработан компьютерный код, моделирующий динамику произвольного дислокационно-дисклинационного ансамбля. Код построен по принципам молекулярной динамики, где в качестве отдельных взаимодействующих между собой частиц берутся краевые дислокации и диполи частичных клиновых дисклинаций. В тестовых расчетах на примере чистой меди были детально изучены особенности скольжения одной дислокации вблизи неподвижного диполя при различных ориентациях его плеча и начальных условиях задачи. Анализ полученных результатов выявил характерные скорости скольжения дислокации, координаты точек и времена ее захвата диполем. Показано, что динамика дислокации в значительно большей степени определяется распределением упругого поля дисклинационного диполя, чем ее начальной скоростью. Полученные результаты демонстрируют необходимость существенной доработки известной модели консервативного движения дисклинационного диполя, основанной на идее о захвате им соответствующих дислокаций.

*Данная работа выполнена при поддержке Фонда "Фольксваген", ФРГ (научный проект 05019225), и, частично, Российского фонда фундаментальных исследований (грант 000-01-00482).*

# ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДИФРАКЦИОННЫМИ МЕТОДАМИ

П. Климанек<sup>1</sup>, В. Клемм<sup>1</sup>, М. В. Мотыленко<sup>1</sup>, А. Е. Романов<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Технический Университет Горная академия Фрайберг, Институт металловедения,  
D – 09 596 Фрайберг, Германия,*

[motylenk@ww.tu-freiberg.de](mailto:motylenk@ww.tu-freiberg.de)

<sup>2</sup>*Российская Академия Наук, Физико-технический институт им. Иоффе,*

[romanov@mrl.ucsb.edu](mailto:romanov@mrl.ucsb.edu)

Пластическая деформация металлических материалов при больших деформациях характеризуется во многих случаях активацией различных деформационных механизмов (например, скольжения дислокаций, механического двойникования, полос сдвига) и формированием сложных, локально неоднородных субструктур (например, компактных дислокационных кластеров или стенок, субграниц, деформационных и сдвиговых полос), которые вызывают как значительные напряжения так и повороты решетки. Адекватное описание и особенно количественная характеристика таких микроструктур достаточно сложны и требуют введения физически реальных моделей субструктуры, а также применения различной техники для анализа микроструктуры, позволяющей одновременно учитывать как развитие микроструктуры на различных масштабных уровнях, так и расположение переходов между ними.

Чтобы установить связь между развитием микроструктуры и характером изменения механических свойств деформированных материалов нужно определить такие важные структурные параметры как средняя плотность дислокаций, плотность избыточных дислокаций одного знака, средние разориентировки решетки и т.д. Большие возможности для решения этой задачи представляет кооперация таких методов исследования как электронная микроскопия и рентгеноструктурный анализ. Чтобы надлежащим образом продемонстрировать потенциал дифракционных методов, были рассмотрены следующие проблемы:

- Определение уширения рентгеновского пика в азимутальном и радиальном направлениях;
- анализ блочной структуры методом картины дифракции обратноотраженных электронов;
- идентификация в ТЕМ характера дисклинационных образований в монокристаллах  $\alpha$  - Fe, Fe-Si и Ni.

Данная работа иллюстрирует необходимость введения новых моделей для формирования и соответствующих процедур для количественного исследования субструктур, особенно мезоскопического уровня.

## Список литературы

1. Breuer, D., Klimanek, P., Pantleon, W.: X-Ray Determination of Dislocation density and Arrangement in Plastically Deformed Copper, *J. Appl. Cryst.* **33** (2000)
2. Motylenko, M., Klimanek, P.: Microstructure Evolution in Plastic Deformation of Fe-Si Single Crystals by Compression at RT. *Proc. MSMF 3* (Ed. P. Šandera), Brno CR, 2001. ISBN 80–214–1892–3
3. Klimanek, P., Klemm, V., Romanov, A. E., Seefeldt, M.: Disclinations in Plastically Deformed Metallic Materials. *Adv. Engin. Materials* **3** (2001) 877 - 884
4. Klemm, V. Klimanek, P., Motylenko, M.: TEM Identification of Disclinations in Plastically Deformed Crystals. *Solid State Phenomena*, Vol. 87 (2002) 57 – 72
5. Haberjahn, M., Klimanek, P., Motylenko, M.: Substructure development in cold rolled copper single crystals. *Mat. Sci. and Eng.: A* **324** (1-2) (2002) 196 - 199

## **ДИССИПАТИВНЫЕ СТРУКТУРЫ, ФОРМИРУЮЩИЕСЯ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛОВ. ИХ ОСОБЕННОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ**

А. А. Викарчук, А. П. Воленко, А. Ю. Крылов, И. С. Ясников

*Тольяттинский Государственный Университет, Россия*

[A.Krylov@vaz.ru](mailto:A.Krylov@vaz.ru) ; [pedagogics@tolpi.tolcom.ru](mailto:pedagogics@tolpi.tolcom.ru) ; [yasn@infopac.ru](mailto:yasn@infopac.ru)

Процесс электрокристаллизации металлов протекает в далёких от термодинамического равновесия условиях. Структуры, формирующиеся при этом процессе, весьма неравновесны и содержат практически все известные дефекты кристаллического строения, иногда в максимально возможных концентрациях. Растущие кристаллы, при этом, можно рассматривать как открытую термодинамическую систему, в которой формируется сложная иерархическая структура. Часто образовавшиеся при электрокристаллизации кристаллы состоят из таких объёмных структурных элементов как блоки, субзёрна, полосы переориентации, фрагменты и двойниковые прослойки. Эти элементы различаются по форме, размеру, ориентации, но, в большей степени, по природе и строению границ, их разделяющих. Границы раздела имеют дислокационную, двойниковую или дисклинационную природу и являются важнейшими самостоятельными дефектами структуры электроосаждённых металлов. Формирование кристаллов в процессе роста и образование в них дефектов протекает в несколько стадий. Причём процесс пространственной самоорганизации структуры протекает с участием коллективов дислокаций и связан с перемещением частичных дисклинаций, их диполей и границ раздела. Электромикроскопические, рентгеноструктурные и акустоэмиссионные исследования подтверждают, что растущие при электрокристаллизации кристаллы с дефектами являются диссипативной системой, к описанию которой можно успешно применять термодинамическую теорию И.Р.Пригожина образования упорядоченных структур в макроскопических системах, далёких от состояния термодинамического равновесия. В работе рассмотрены типы диссипативных структур, формирующиеся при электрокристаллизации, в частности, блочная, полосовая и фрагментированная. Для этих структур характерно наличие в кристаллах разориентированных участков и дефектов, вызывающих развороты решётки. Структурообразование при электрокристаллизации рассматривается как процесс пространственной самоорганизации системы взаимодействующих дефектов.

## ТРЕЩИНЫ В МЕХАНИКЕ И ФИЗИКЕ

А.И. Мелькер

Санкт-Петербургский государственный технический университет, Россия  
[NDTCS@spes.stu.neva.ru](mailto:NDTCS@spes.stu.neva.ru)

Сопоставлены два подхода к дефектам в кристаллах: континуальный и дискретный. В рамках линейной теории упругости континуальный подход приводит к представлению о дислокациях трансляционного и ротационного типа (*V. Volterra, 1907*). Модификация техники упругого континуума позволяет устранить сингулярность в ядре дислокации и учесть релаксацию кристаллической решетки (*R. Peierls, 1940; F.R.N. Nabarro, 1947*), но при этом условие равновесия в виде минимума потенциальной энергии подменяется спорным принципом минимальных равномерно убывающих от ядра смещений. Дискретные динамические модели дислокаций учитывают нелинейность межатомных взаимодействий, не принимая во внимание (*Я.И. Френкель, Т.А. Конторова, 1938*), либо принимая во внимание (*А.И. Мелькер, С.В. Говоров, 1988*) релаксацию кристаллической решетки.

По сравнению с дислокациями теория трещин носит ярко выраженный континуальный характер, несмотря на предупреждение отца-основателя: «математическая теория упругости должна давать правильные напряжения во всех точках тела, за исключением точек, расположенных вблизи концов трещины, где могут действовать большие силы молекулярного притяжения порядка теоретической прочности» (*A.A. Griffith, 1920*). Анализ многочисленных молекулярно-динамических компьютерных экспериментов, проведенных в период *1972-98 г.г.* на дискретных моделях с числом атомов от нескольких сотен до 100 миллионов, показывает, что все многообразие пространственно-временных картин разрушения гомогенных и гетерогенных двумерных и трехмерных кристаллов, а также аморфных материалов, сводится к двум механизмам:

- последовательный разрыв межатомных связей в вершине растущей трещины (хрупкая трещина),
- испускание дислокаций из вершины трещины, разрыв межатомных связей в ядрах испущенных дислокаций и образование новых трещин, их рост и слияние с магистральной трещиной (вязкая трещина).

Исходя из принципа наименьшего действия по Гамильтону, выведено уравнение движения хрупкой трещины в кристалле. Частные решения этого уравнения описывают распространение хрупкой трещины в виде треугольного надреза и в виде узкой щели. Последнее решение имеет солитонный характер. Из полученных решений следует, что

- существует минимальная скорость распространения хрупкой трещины, которая растет при увеличении приложенной нагрузки;
- можно ввести критерий локального разрушения, связанный с параметрами потенциала межатомного взаимодействия и определяющий деформацию разрушения, выше которой трещина не захлопывается;
- можно ввести критерий хрупкого разрушения материала, который дает реальную оценку теоретической прочности на отрыв, по сравнению с оценками идеальной прочности, основанными на расчете усилия, необходимого для разрыва одной межатомной связи.

## ПРОБЛЕМЫ ВЯЗКОСТИ СТАЛИ В СОВРЕМЕННОМ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ

С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков

*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины,  
[kotr@imp.kiev.ua](mailto:kotr@imp.kiev.ua)*

В металловедении конструкционных сплавов вязкость принято рассматривать как меру энергоемкости разрушения (КСУ, КСВ). Этот показатель качества металла не может использоваться как расчетный параметр при конструировании изделия, подобно прочности ( $\sigma_{02}$ ,  $\sigma_B$ ), в частности, по причине отсутствия ясной физической модели его происхождения. Более того, современное понимание физической природы разрушения твердых тел ставит под сомнение саму необходимость разработки такой модели для описания природы вязкости конструкционных материалов, поскольку для изделий под нагрузкой не столько важно знать энергоемкость разрушения, сколько конкретные пределы безопасной силовой нагрузки в рамках общих упругих деформаций (при наличии известных или возможных зон локальной пластичности вблизи концентраторов). В этом отношении имеет смысл поставить задачу надежности иначе – каков реальный ресурс конструкционного материала по отношению к действию различных факторов общего и локального упругого перенапряжения, способных исчерпать этот запас силовой стабильности, заложенной в комплекс механических свойств материала и привести его к разрушению.

В этой постановке на основе понимания природы и физических критериев разрушения несложно прийти к формулировке количественного показателя пределов силовой стабильности не только вязкого, но и идеально хрупкого материала, поскольку последний несомненно обладает известным ресурсом упругого перенапряжения. В работе излагается концепция оценки ресурса силовой надежности конструкционных материалов в свете анализа источников и меры опасного силового воздействия различных факторов охрупчивания (концентраторов, температуры и пр.).

Существует 2 принципиально важных способа защиты любого материала от опасного действия упругого перенапряжения. Первый – это пластическое течение, которое снижает опасность достижения критического для данного сплава уровня напряжения  $R_f$  - сопротивление разрушению, но не исключает этой опасности целиком, т.к. нежелательное перенапряжение здесь может быть образовано за счет деформационного упрочнения, а также в зонах стеснения пластической деформации вблизи концентраторов (например, в напряженном состоянии плоской деформации). Но все факторы упругого перенапряжения здесь поддаются количественному описанию и потому критерий предельного состояния получить вполне возможно.

Второй путь – это создание композиционного материала, у которого даже хрупкая матрица получает определенный ресурс силовой стабильности в результате эффекта упругой разгрузки ее за счет перенапряжения прочных высокомодульных волокон композита. Здесь тоже имеется ясный критерий предельной силовой стабильности, подобный тому, что и в пластичных металлах.

В работе делается вывод, что ударная вязкость (КСУ, КСВ), как мера энергии разрушения, в силу специфики своей физической природы, может служить лишь качественной мерой надежности конструкционного материала в особых условиях эксплуатации (наличие концентраторов и т.п.). В точных количественных критериях должна использоваться другая характеристика металла – коэффициент силовой стабильности (или стойкости)  $K_{cc} = R_f / \sigma_{02}$ , как мера допустимого уровня упругого перенапряжения металла в опасных условиях эксплуатации.

## ОСОБЕННОСТИ УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛА В ПРОЦЕССЕ МИКРОПЛАЗМОХИМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В УСЛОВИЯХ УПРАВЛЯЕМОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО РАЗРЯДА ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ ИМПУЛЬСОВ

Чигринова Н.М

*НИИ порошковой металлургии с ОП, г.Минск, Республика Беларусь,*

[chigrin@mail.bn.by](mailto:chigrin@mail.bn.by)

Известно, что прочность материала определяется видом и количеством дефектов, вносимых в его структуру. При микроплазмохимической обработке в условиях управляемого электрического разряда искажения, вносимые в материал, определяются видом и величиной энергетического импульса. Исследование характера упрочнения материала стальной подложки, выполняющей роль катода, легирующим твердосплавным анодом из сплава ВК6 осуществлялось посредством изучения тонкой структуры материала под воздействием энергии потока заряженных частиц при импульсных разрядах в момент возникновения искры между анодом и катодом, и упрочненного по комбинированной схеме – ультразвуковой обработке катода с последующим микроплазмохимическим воздействием в условиях низковольтного управляемого импульсного разряда с модифицированием преобразованной структуры акустическим импульсом.

Для расчета параметров тонкой структуры использовался специальный пакет программ GOR автоматизированного рентгенодифрактометрического исследования тонкой структуры, реализованный на IBM PC/AT. Пакет программ GOR включает подпрограммы “Split Line”, Fourl1 и MICROL.

Установлено, что обработка стального катода твердосплавным электродом марки ВК6 обусловила существенное изменение фазового состава модифицированной поверхности катода. При этом схема обработки, определяющая массоперенос легирующего электрода на поверхность катода, вносит заметные коррективы как в фазовый состав его поверхностных слоев, так и в количественное соотношение присутствующих фаз.

При модифицировании катода по обеим схемам в поверхностном слое стальной подложки заметно уменьшается присутствие основного соединения изучаемого сплава- Fe-Cr: с 73% до 4,8%. Обработка катода твердосплавным электродом приводит к появлению в структуре материала сложных карбидных образований - двойных и тройных карбидных систем. Фаза  $\gamma$ - Fe,C (остаточный аустенит), присутствующая в стандартном сплаве (9,4 %), не фиксируется в обработанных образцах.

Анализ фазового состава модифицированной поверхности показывает, что наложение ультразвуковых импульсов на процесс массопереноса при микроплазмохимической обработке в условиях управляемого электрического разряда обуславливает возрастание в поверхностном упрочненном слое подложки суммарного количества карбидов до 87 %, уменьшение размеров кристаллитов  $WC_{1-x}$  - 50 nm, в 1.5 раза, уменьшение плотности дислокаций -  $\rho = 9.8$  против  $16 \cdot 10^8 \text{ см}^{-1}$  и существенно более низкий уровень микродеформаций - ОСМД ( $\langle E^2 \rangle^{1/2}$ )  $10^{-4} \approx 8$  и  $40 \cdot 10^{-4}$  – соответственно для обработки с ультразвуком и без него. И это при том, что в результате микрорастрескивания, выявленного при исследовании микроструктуры поверхности, подвергнутой микроплазмохимическому воздействию без наложения ультразвуковых импульсов, в материале произошла релаксация части напряжений. При этом средняя величина микротвердости упрочненной с ультразвуком поверхности возрастает в 2 раза и наблюдается более равномерный упрочняющий эффект.

Модифицированная по комбинированной схеме поверхность представляет собой гетерофазный материал наноструктурного состояния с высокой твердостью и низким уровнем напряженности, что обеспечивает высокий уровень конструкционной прочности материала.

# КОНЦЕПЦИЯ ХАРАКТЕРИСТИЧЕСКИХ ДЕФЕКТОВ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЭКСТРЕМАЛЬНО УПОРЯДОЧЕННЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

А.М.Глезер

*Институт металлофизики и функциональных материалов им. Г.В.Курдюмова ГНЦ РФ  
ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва  
[glezer@imph.msk.ru](mailto:glezer@imph.msk.ru)*

С единых позиций рассмотрены две альтернативные возможности, связанные с отклонением от обычного статистического расположения атомов в кристаллической решетке твердого раствора: создание дополнительного упорядочения с нестатистическим расположением атомов различного типа, и, наоборот, создание дополнительного разупорядочения в расположении атомов, при котором твердое тело теряет трансляционные элементы симметрии.

Состояние экстремально высокой степени порядка (сверхструктура) достигается при относительно низких температурах и при положительной энергии смешения твердого раствора. Состояние экстремально низкой степени порядка стабильно при высоких температурах и может быть зафиксировано путем закалки из расплава как аморфное состояние твердого тела. Переход к предельно упорядоченному и к предельно разупорядоченному (аморфному) структурным состояниям твердого тела можно рассматривать с единых позиций превращения типа порядок-беспорядок и, следовательно, с единых позиций анализировать структурные аспекты происходящих при этом изменений механических свойств.

На основании комплекса проведенных исследований установлена связь между параметрами структуры, механизмом деформации и механическими свойствами сплавов железа, имеющих предельно упорядоченную и предельно разупорядоченную атомную структуру. Сформулирована концепция характеристических дефектов экстремально упорядоченных сплавов. Для сверхструктур таким дефектом, определяющим специфику механического поведения, является антифазная граница, включающая четыре разновидности (термические, сдвиговые, «внутридислокационные» и «зернограничные»). Для аморфного состояния таким дефектом является свободный объем, состоящий из двух размерных фракций: фракция наименьших размеров ответственна за пластическое течение, а фракция наибольших размеров – за процессы разрушения.

Представление о характеристических дефектах позволяет с единых позиций анализировать особенности механического поведения экстремально упорядоченных сплавов.

## ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ РАЗЛИЧНЫХ ТИПОВ МЕТАЛЛОВ

С.А. Атрошенко, А.Р. Узлиян

*Институт проблем машиноведения Российской академии наук*  
[satroshe@atr.ipme.ru](mailto:satroshe@atr.ipme.ru)

Проанализированы механизмы деформирования и разрушения 3-х типов металлов: с объемно-центрированной кубической (ОЦК), гранецентрированной кубической (ГЦК) и гексагональной плотноупакованной (ГПУ) решетками при ударном нагружении. ОЦК металлы представлены перлитными сталями: углеродистой сталью 45 и конструкционной – 30ХН4М. В качестве ГЦК металлов были выбраны алюминий А6 (99,6% Al), медь различной чистоты: М2 (99,7% Cu), М3 (99,5% Cu), а также аустенитная нержавеющая сталь 12Х18Н10Т. Из ГПУ металлов объектом исследования служили технически чистый титан ВТ1 и однофазный титановый  $\alpha$ -сплав ВТ5. Эксперименты проводились также на двухфазном ( $\alpha+\beta$ ) ГПУ + ОЦК титановом сплаве ВТ6, широко используемом в промышленности.

В экспериментах использовали пневматические пушки калибра 37 мм. Образцы – мишени представляли собой плоские шайбы диаметром 52 и толщиной 5 и 10 мм. Ударники имели форму стаканчика, который, как правило, изготавливали из того же материала, что и мишень. В этом случае массовая скорость частиц в волне нагрузки в начальный момент времени равна половине скорости полета ударника. При нагружении в интервале скоростей 150-650 м/с ударником толщиной 1-3 мм в мишенях осуществлялся тыльный откол. В испытаниях на откол образец подвергается плоскому удару. При соударении ударника с мишенью ударная волна сжатия распространяется как в образец, так и в снаряд. Эти волны отражаются от свободных поверхностей мишени и ударника и возвращаются обратно в образец. Если при встрече волн разгрузки их амплитуда превысит динамическую прочность материала, произойдет откол образца. На основе большого экспериментального материала скорость нагружения образцов выбиралась такой, чтобы достигался откол. Это делалось с целью исключения многократного прохождения волн через образец, что дало возможность анализировать процессы, происходящие в материале после однократного первичного прохождения ударной волны.

Основными сдвиговыми механизмами пластической деформации являются скольжение, двойникование, сбросообразование и мартенситные превращения. В работе проведена классификация микромеханизмов динамического деформирования и разрушения трех различных типов металлов. Установлена связь этих механизмов с величиной откольной прочности. Построена диаграмма связи микромеханизмов различных типов металлов с их динамической прочностью. Показано, что наибольшей откольной прочностью обладают ГПУ металлы с механизмом деформации по типу двойникования.

Проведено исследование трансляционных и ротационных мод динамического деформирования на 2-х масштабных уровнях – суперструктурном и мезоскопическом с помощью метода делительных сеток. Показано, что металлы, деформирующиеся одновременно на двух масштабных уровнях, обладают большей откольной прочностью.

Импульсные нагрузки ударного характера широко применяются в современной технике. Для предотвращения поломок при высокоскоростном ударе необходимо знание поведения материалов в этих условиях.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИЧЕСКИХ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ИСПЫТАНИЙ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ОБРАЗЦОВ

А.А. Груздков, С.И. Кривошеев, Н.Ф. Морозов, Ю.В. Петров

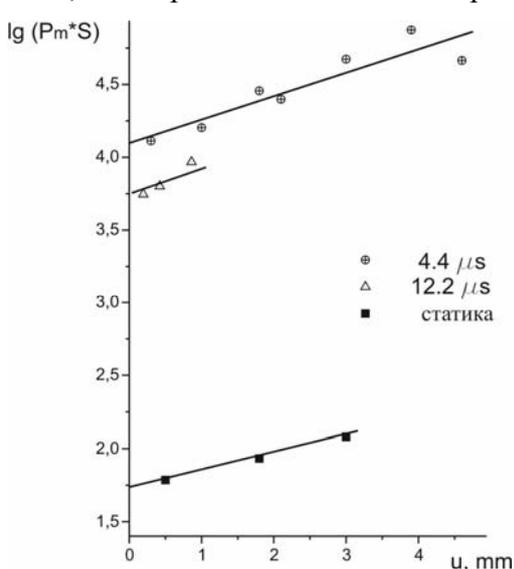
С.-Петербургский госуниверситет

[yp@YP1004.spb.edu](mailto:yp@YP1004.spb.edu)

Предложен новый метод тестирования динамических прочностных свойств материалов. Метод основан на следующих принципах.

- Используется магнитно-импульсный способ создания управляемых импульсных нагрузок, позволяющий с высокой точностью находить пороговые характеристики ударного воздействия.
- Испытания проводятся на малоразмерных образцах, что позволяет анализировать результаты на основе решения соответствующей квазистатической задачи с параметрической временной зависимостью, характеризующей заданное импульсное нагружение.
- На основе измеренных значений пороговых амплитуд разрушения определяется инкубационное время разрушения (текучести) данного материала, являющееся основной характеристикой его динамической прочности [1].

Проведены две серии экспериментов с использованием схемы трехточечного изгиба, в которых испытывались образцы двух различных конфигураций.



Размеры образцов обеспечивали квазистатическую стабилизацию волнового поля. Одна из особенностей метода состоит в необходимости преобразовании внешнего импульса давления в силовую характеристику воздействия ударника на образец, проводимой по специальной методике, учитывающей инерционную составляющую в системе «ударник-образец». Исследование показало, что учет инерционного фактора приводит к существенному увеличению длительности воздействия на образец по сравнению с исходной длительностью импульса магнитного давления на ударник. На рисунке показан пример соотношения между амплитудой силового импульса и величиной необратимого прогиба малых образцов из никелида титана при различных длительностях

импульса магнитного давления. Испытания показали хорошую корреляцию между динамическими характеристиками, снятыми на образцах разной геометрии.

При исследовании разрушения у вершины макротрещины в ПММА получилось хорошее совпадение значений инкубационного времени, снятых по испытаниям на малых и на больших образцах.

В докладе обсуждается возможность применения развитого метода для исследования эффектов вязко-хрупкого перехода и фазовых превращений при высокоскоростном воздействии.

*Работа выполнена при поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований (проекты №99-01-00718, 00-01-00489, 00-15-96023 и ЦКП №00-01-05020)*

## Список литературы

1. N. Morozov, Y. Petrov. Dynamics of Fracture. Springer-Verlag: Berlin-Heidelberg-New York, 2000.

## **СОВРЕМЕННАЯ РЕНТГЕНОВСКАЯ ТЕНЗОМЕТРИЯ В ТЕХНИЧЕСКОЙ ДИАГНОСТИКЕ ИЗДЕЛИЙ И КОНСТРУКЦИЙ**

В. В. Трофимов

*Санкт-Петербургский государственный технический университет*

[vtrofimov@mail.ru](mailto:vtrofimov@mail.ru)

Тензометрия, одним из основоположников которой, в том числе и для реальных конструкций – плотин гидростанций, роторов турбогенераторов, был академик Н.Н. Давиденков, становится все более востребованной в настоящее время в прикладных задачах физики прочности и механики разрушения. Неразрушающий рентгеновский метод исследования напряженно-деформированного состояния в материалах и металлических конструкциях основан на изящных зависимостях закона дифракции и закона Гука, поэтому легко проверяем на любых нагружающих устройствах или испытательных машинах и, следовательно, достоверен [1,2]. Определяются истинные действующие или остаточные макронапряжения с точностью до 10 МПа в сталях. При этом не требуется знания параметра кристаллической решетки в ненапряженном состоянии. Представлены особенности конструкции и технические характеристики разработанного портативного рентгеновского тензометра ТРИМ с позиционно-чувствительным детектором. Проведено сравнение с анализатором напряжений аналогичного назначения XSTRESS 3000 фирмы AST. Приведены результаты исследований напряженного состояния тензомером ТРИМ в трубопроводах высоковольтных кабельных линий в процессе проведения ремонтных работ на аварийном участке (наб. Обводного канала, С.-Петербург), в газопроводах компрессорных станций и на испытательных стендах ОАО «Газпрома», в роторах турбогенераторов и других изделиях ОАО «Электросила», в опорных и рабочих валках прокатного стана ОАО «Северсталь».

Обсуждаются перспективы использования метода рентгеновской тензометрии в сочетании с другими методами неразрушающего контроля в технической диагностике и в оценке остаточного ресурса изделий. Представляется перспективным применение прибора ТРИМ также для контроля финишных операций специальных технологий с целью получения заданной топографии рельефа поверхности изделий, в том числе при образовании наноструктур.

### **Список литературы**

1. I.Kraus, V. V, Trofimov. Rentgenova tenzometrie, Praha, Academia, (chesh.),1988, 248 S.
2. V.Hauk at al. Structural and residual stress analysis by nondestructive methods, Elsevier, 1997, 656 p.

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО, СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО И ХИМИЧЕСКОГО СОСТОЯНИЯ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩЕЙ СТАЛИ ПРИ МЕХАНИЧЕСКИХ И ТЕПЛОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

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

*Физико-технический ин-т РАН УрО УНЦ, Ижевск*  
[ftt@uni.udm.ru](mailto:ftt@uni.udm.ru)

Для прогнозирования ресурса шва из мартенситностареющей стали, сваренного электронным лучом, был произведен расчет его напряженно-деформированного состояния в рамках структурно-аналитической теории прочности. Установлено, что разогрев шва и околошовной зоны до высоких температур сварки вызывает их расширение и удлинение детали в направлении оси шва. При этом со стороны менее нагретой части детали на высокотемпературную зону действует реакция, вызывая в ней деформации сжатия. При полном остывании эта деформация препятствует сокращению длины шва и вызывает растягивающие напряжения вдоль шва. При наличии концентраторов напряжений пластические деформации могут составлять десятки процентов и вызвать разрушение. При низкотемпературных структурных превращениях (мартенситных) возникают чередующиеся полосы напряжений растяжения и сжатия в шве и растяжения в основной части детали (вместо усадки происходит удлинение деталей). Остаточные растягивающие напряжения создают запас энергии, который способствует разрушению металла. Они также способствуют ускорению коррозионных процессов. Распределение напряжений по поперечному сечению сварного шва имеет немонотонный характер.

Проведенные исследования показали, что если сварной шов пластически продеформировать при комнатной температуре, то это вызывает приближение микротвердости шва к микротвердости основного материала (до 80% от основы). Выдержка в жидком азоте пластины со сварным швом повышает прочностные характеристики шва на 30%.

Микроструктура шва имеет дендритное строение, состоит из пакета речного мартенсита с твердостью  $H_{100}$  289-327. Микроструктура границы спекания имеет плавный переход к зоне термического влияния. Микротвердость имеет значение  $H_{100}$  310-336. Установлено, что зона термического влияния состоит из двух подзон: зона полной и частичной перекристаллизации и зона перестаривания. Зоны полной и частичной перекристаллизации имеют соответственно микротвердость  $H_{100}$  304-327 и  $H_{100}$  336-357. Микроструктура основного материала имеет вид катаного мелкоигльчатого мартенсита с твердостью  $H_{100}$  444-489.

Рентгеноструктурный анализ показал, что фазовый состав шва существенно отличается от исходного. Если в исходном состоянии материал содержит до 30% аустенита и ~11% интерметаллидов, то в сварном шве основной фазой (до 80-95%) является мартенсит, пересыщенный легирующими элементами, и, кроме того, в приповерхностных слоях шва происходит образование оксидов алюминия (до 5-11%), интерметаллидных фаз нет.

Исследования химического состава установили, что зона сварного шва существенно отличается по составу от исходного материала, по крайней мере, в приповерхностной области и по границам зерен. Термическое влияние на материал вблизи сварного шва и возникающие в околошовной зоне механические напряжения также стимулируют перераспределение элементов. Свои изменения вносит и последующая упрочняющая термическая обработка. Следует иметь в виду, что кроме сегрегации и окисления, возможны процессы интенсивного испарения компонентов в процессе термообработки. В результате физико-химические и механические свойства изделий из мартенситностареющих сталей вблизи зон воздействий высоких температур и механических напряжений существенно отличаются от ожидаемых.

# ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Al-Li

М. М. Мышляев, М. М. Камалов<sup>x</sup>, М. М. Мышляева<sup>x</sup>

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН*

*<sup>x</sup>Институт физики твердого тела РАН*

[myshlyae@issp.ac.ru](mailto:myshlyae@issp.ac.ru)

Изучено механическое поведение сплава Al-Mg-Li-Zr в условиях высокоскоростной сверхпластической деформации (ВССПД). Установлена стадийность протекания ВССПД. Получены зависимости скорости истинной деформации от температуры, истинного напряжения и истинной деформации для стадии деформационного упрочнения и стадии монотонного уменьшения истинного напряжения с ростом истинной деформации. Определены параметры, характеризующие ВССПД на этих стадиях.

Изучено структурное поведение в условиях ВССПД. Получены данные, которые свидетельствуют о внутризёрненном скольжении на стадии деформационного упрочнения и о протекании динамической рекристаллизации с участием скольжения по границам зёрен и миграции их границ на стадии монотонного уменьшения истинного напряжения.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 01-02-16505).*

# ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ СУБСТРУКТУРНОЙ НЕОДНОРОДНОСТИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С РАЗВИТОЙ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРОЙ

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

*Московский государственный инженерно-физический институт  
(технический университет), Россия  
[perl@phm.mephi.ru](mailto:perl@phm.mephi.ru)*

Автоматизация рентгеновских измерений и компьютерная обработка получаемых результатов позволили резко расширить возможности дифрактометрических методов исследования и перейти на более высокий уровень описания структуры металлических материалов. При новом подходе к рентгеновскому изучению материалов в рамках единой измерительной процедуры совмещены съемка текстуры и регистрация профиля рентгеновской линии при каждом последовательном положении образца, так что обширный массив получаемых данных характеризует теперь зерна всех возможных ориентаций. Величины блоков когерентного рассеяния, микроискажений кристаллической решетки, плотности дислокаций, упругой деформации и других характеристик субструктуры могут быть представлены в виде распределений в зависимости от ориентации зерен, а также в виде корреляционных зависимостей, связывающих между собой дифракционные и субструктурные параметры.

Анализ результатов, полученных для различных металлических материалов с развитой текстурой, - а к ним относится большинство материалов, претерпевших деформационную технологическую обработку, - позволил установить, что их структура включает предельно широкий спектр субструктурных состояний, и выявить ряд общих, ранее неизвестных закономерностей, контролирующих субструктурную неоднородность. Ее развитие сопряжено с формированием в материале кристаллографической текстуры, являющимся результатом закономерной переориентации зерен при действии механизмов пластической деформации. Термообработка деформированного материала меняет характер его субструктурной неоднородности, но не устраняет ее полностью.

Показано, что наиболее эффективным критерием для систематизации субструктурных неоднородностей является ориентация зерен по отношению к текстурным максимумам и минимумам. Зерна, соответствующие по ориентации центральным участкам текстурных максимумов, обладают наиболее совершенной кристаллической решеткой и самыми крупными когерентными блоками, а по мере перехода к текстурным минимумам блоки измельчаются и микроискажения решетки растут. Вместе с тем, в некоторых случаях наблюдается обратная связь между размером когерентных блоков и уровнем микроискажений. В прокатанных материалах распределение упругой деформации зерен в зависимости от их ориентации на стереографической проекции отвечает чередованию квадрантов с преобладающим упругим растяжением и упругим сжатием, что обеспечивает равновесие микронапряжений относительно плоскостей симметрии деформационной схемы. Существует четкая корреляция между межплоскостными расстояниями в кристаллической решетке материала и шириной описывающих их распределений, что позволяет констатировать различия в поведении материала при упругих сжатии и растяжении, а также оценить его анизотропию.

## ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

- |  |   |  |
|--|---|--|
| <p>Акчурин М.Ш. 30<br/>         Аленников С.Г. 37, 38<br/>         Альшиц В.И. 75<br/>         Амосова О.В. 94<br/>         Андронов И.Н. 37,38<br/>         Атрошенко С.А. 104<br/>         Базайкин В.И. 9<br/>         Бакай А.С. 71<br/>         Барахтин Б.К. 76<br/>         Барон А.А. 39<br/>         Баскаков А.А. 33<br/>         Бахрачева Ю.С. 39<br/>         Башкарев А.Я. 48<br/>         Башмаков В. И. 96<br/>         Белозеров В.Я. 89<br/>         Беляев С. П. 84, 92<br/>         Бетехтин В.И. 62, 91, 94<br/>         Бетехтин К.В. 87<br/>         Богданов Н.П. 38<br/>         Браунштейн О.Е. 9<br/>         Бречко Т. 32<br/>         Бугаева Т.И. 53<br/>         Будовских Е.А. 19<br/>         Варюхин В.Н. 52<br/>         Васильев Д.М. 7<br/>         Веселков С.Ю. 94<br/>         Веттегрень В.И. 48<br/>         Викарчук А. А. 99<br/>         Вильданова Н.Ф. 89<br/>         Воленко А. П. 99<br/>         Волков А. Е. 92<br/>         Волкова Г.К. 65<br/>         Волкова Е.Г. 88<br/>         Волнянская О.Ю. 66<br/>         Волчек Н.Л. 57<br/>         Воронов И.Н. 18, 21<br/>         Гагауз В.П. 8<br/>         Гецов Л.Б. 79<br/>         Гильмутдинов Ф.З. 107<br/>         Глезер А.М. 18, 21,103<br/>         Голиборода И.М. 31<br/>         Головин Ю.И. 70<br/>         Грачев В.В. 20<br/>         Грецкая И.А. 22<br/>         Громов В.Е. 8-10, 11,14-18, 20, 22<br/>         Груздков А.А. 105<br/>         Грязнов М.Ю. 26<br/>         Гуткин М. Ю. 97<br/>         Даль Ю.М. 94<br/>         Даниленко И.А. 53, 65<br/>         Данилов В.И. 11<br/>         Добренякин Ю.П. 44<br/>         Дорофеев В.В. 9<br/>         Дорофеев Г.А. 107</p> | <p>Дорошенко Н.К. 17<br/>         Егоров С.А. 84<br/>         Елизаров С.В. 67<br/>         Емалетдинов А.К. 61<br/>         Еремеев В.А. 77<br/>         Еремеев Е.Е. 86<br/>         Ермакова Н.Ю. 85.<br/>         Журавлев Б.К. 9<br/>         Зеефельдт М. 97<br/>         Зимин Б.А. 78<br/>         Зуев Л.Б. 11, 14<br/>         Иванов Ф. И. 12, 13<br/>         Иванов Ю.Ф. 8, 15<br/>         Иволгин В.И. 70<br/>         Ин Ксян-Чу 67<br/>         Иночкина И. В. 92<br/>         Исаенкова М.Г. 109<br/>         Кадомцев А.Г. 62, 94<br/>         Кадыков В.Н. 59, 60<br/>         Казарина С.А. 46<br/>         Камалов М.М. 108<br/>         Канунникова О.М. 107<br/>         Каштанов В.В. 50<br/>         Кашченко М.П. 72<br/>         Кикичев Р.Н. 45<br/>         Клемм В. 98<br/>         Климанек П. 97, 98<br/>         Клявин О.В. 74<br/>         Коваленко В.В. 15, 16<br/>         Козачук А.И. 90<br/>         Козлов Э.В. 8, 14-16, 83<br/>         Колупаева С.Н. 56<br/>         Коновалов С.В. 14-16, 22<br/>         Константинова Т.Е. 51-53, 64, 65<br/>         Коньгин Г.Н. 107<br/>         Копылов В.И. 26, 27, 29, 90<br/>         Корсуков В.Е.91<br/>         Котречко С.А. 101<br/>         Крахин О.И. 50<br/>         Кривошеев С.И. 105<br/>         Крылов А. Ю. 99<br/>         Кузьмин С.Л. 87<br/>         Кузьо И.В. 31<br/>         Куксенко В.С. 67<br/>         Лебедев А.А. 57<br/>         Лебедкин М.А. 70<br/>         Лейкина О.С. 14, 16<br/>         Лисицын К.А. 59, 60<br/>         Лопатин Ю.Г. 28<br/>         Лукин М. А. 12, 13<br/>         Лукьяненко А.С.91<br/>         Ляшенко Л.В. 107<br/>         Майорова Э.Г. 37, 38</p> | <p>Макаров И.М. 27, 28<br/>         Малышкин В.Г. 24<br/>         Мамырин Б.А. 74<br/>         Мартусевич Е.В. 19<br/>         Медведев М.В. 18, 21<br/>         Мелькер А.И. 100<br/>         Мельников Б.Е. 79<br/>         Мешков Ю.Я. 101<br/>         Микаелян К. Н. 97<br/>         Мильман Ю.В. 42<br/>         Митин А.В. 73<br/>         Мовчан А.А. 46<br/>         Моргунцов Р.Б. 33<br/>         Морозов Г.И. 48<br/>         Морозов Н.Ф. 105<br/>         Мотыленко М. В. 98<br/>         Музыка Н.Р. 57<br/>         Мышляев М.М. 108<br/>         Мышляева М.М. 108<br/>         Неверов М.Г. 60<br/>         Николаев Р.К. 69<br/>         Носкова Н.И. 88, 89<br/>         Носолев И.К. 53<br/>         Нохрин А.В. 27, 28<br/>         Обидов Б.А.91<br/>         Паршин А.М. 34, 35, 44, 45<br/>         Паршуков Л.И. 107<br/>         Порлович Ю.А. 109<br/>         Пермякова И. Е. 93<br/>         Пестриков В.М. 49<br/>         Песчанская Н.Н. 69<br/>         Петинов С. В. 40<br/>         Петкова А.П. 35, 44<br/>         Петров В.И. 20, 59, 60<br/>         Петров Ю.В. 105<br/>         Петрунин В.А. 17<br/>         Пирожникова О.Э. 29<br/>         Пискаленко В.В. 11<br/>         Попов Л.Е. 55, 56<br/>         Попова Н.А. 8<br/>         Потапов С.В 70<br/>         Примислер В.Б. 65<br/>         Прозорова Э. В. 41<br/>         Пульнев С.А. 87<br/>         Пуспешева С.И. 56<br/>         Пух В. П. 54<br/>         Регель В.Р. 30<br/>         Ройтман В.М. 62<br/>         Романов А. Е. 97, 98<br/>         Русинко К.Н. 31<br/>         Савина Д.Л. 51<br/>         Сарычев В.Д. 20<br/>         Светлов В.Н. 48<br/>         Свирский Д. Н. 58<br/>         Семенов А.С. 79</p> |
|--|---|--|

Семеновых А.Г. 72  
Семичева Т.Г. 76  
Сергунин Д.А. 70  
Серов В.В. 46  
Синани А.Б. 90  
Скотникова М.А. 81  
Скрябина Н.Е. 47  
Слободской М.И. 55  
Слуцкер А.И. 62  
Смирнов Б.И. 69  
Смирнов В.Н. 107  
Смирнова Е.С. 28  
Соловьева Ю.В.83  
Соснин О.В. 14-16, 22  
Спивак Л.В. 47  
Старенченко В.А.83  
Стародубцев Ю.Н. 89  
Страумал Б. Б. 23  
Сурат С.Д. 73  
Сысоев А.Н. 26, 29  
Тарасенко Н.Г. 53

Темнов О.В. 78  
Теплинский Ю.А. 37, 38  
Теплухина И.В. 34  
Титовец Ю.Ф. 7  
Токий В.В. 51  
Токий Н.В. 52, 53  
Томилин Н. Г. 67, 91  
Трофимов В.В. 106  
Тюрин А.И. 70  
Ушаков И. В. 93  
Федоров В. А. 93  
Федоровский Г. Д. 80  
Фесенко В.А. 109  
Фрейдин А. Б. 86  
Хабарин Л.В. 74  
Хмелевская В.С. 24  
Хоник В.А. 70  
Хусаинов М.А. 66  
Целлермаер В.В. 8, 10, 11,  
14-17, 22  
Цыбулина И.Н. 81

Чаркина О. В. 36  
Чащина В.Г. 72  
Чернов Д.Б. 73  
Чернов Ю.М. 74  
Черных К.Ф. 68  
Чертов В. М. 43  
Чигринова Н.М. 102  
Чижик Т.А. 81  
Чикова Т. С. 95  
Чикова Т. С. 96  
Чинокалов В.Я. 10  
Чишко К. А. 36  
Чмелева К. В. 12, 13  
Чувильдеев В.Н. 25-29  
Шарипова Л. Л. 86  
Шибков А.А. 70  
Шпейзман В.В. 69, 90  
Юрьев А.Б. 10  
Ясников И. С. 99

## СОДЕРЖАНИЕ

К 70-летию работы секции Прочности и пластичности материалов им. Н.Н.Давиденкова Дома Ученых им.М.Горького РАН	3
<i>Ю.Ф.Титовец, Д.М.Васильев</i> Кафедре физики металлов – кафедре Н.Н.Давиденкова –75 лет.	7
<i>В.П.Гагауз, В.Е.Громов, В.Я.Целлермаер, Н.А.Попова, Ю.Ф.Иванов, Э.В.Козлов</i> Фрактография поверхности разрушения сварных швов.	8
<i>В.И.Базайкин, О.Е.Браунштейн, В.В.Дорофеев, Б.К.Журавлев, В.Е.Громов</i> Оценка усилий на опорах валков с кусочно-конической бочкой при горячей прокатке листа.	9
<i>А.Б.Юрьев, В.Е.Громов, В.Я.Целлермаер, В.Я.Чинокалов</i> Технология упрочнения стержневой арматуры большого диаметра.	10
<i>В.В.Пискаленко, В.И.Данилов, Л.Б.Зуев, В.Е.Громов, В.Я.Целлермаер</i> Деградация свойств паронагревательных элементов при длительной эксплуатации.	11
<i>К. В. Чмелева, Ф. И. Иванов, М. А. Лукин</i> Моделирование механизма изменения пластичности в нитевидных кристаллах азид свинца.	12
<i>К. В. Чмелева, Ф. И. Иванов, М.А. Лукин</i> О топографии распределения продуктов разложения и изменении прочностных свойств нитевидных кристаллов азид свинца.	13
<i>С.В. Коновалов, О.С. Лейкина, О.В. Соснин, В.В. Целлермаер, Л.Б. Зуев, В.Е. Громов, Э.В. Козлов</i> Структурные изменения стали 45Г17ЮЗ в процессе циклического нагружения и токовой обработки.	14
<i>В.В.Коваленко, О.В.Соснин, В.Е.Громов, В.В.Целлермаер, С.В.Коновалов, Э.В.Козлов, Ю.Ф.Иванов</i> Структурно-фазовые превращения в нержавеющей стали при электростимулированной малоцикловой усталости.	15
<i>О.С. Лейкина, С.В. Коновалов, О.В. Соснин, В.В. Целлермаер, В.В. Коваленко, В.Е. Громов, Э.В. Козлов</i> Изменения дислокационной структуры стали 45Г17ЮЗ при многоцикловой усталости и электростимулировании.	16
<i>В.А.Петрунин, В.Я.Целлермаер, В.Е.Громов, Н.К. Дорошенко</i> Об электропластическом эффекте.	17
<i>М.В.Медведев, А.М.Глезер, И.Н.Воронов, В.Е. Громов</i> Атомное упорядочение и прочностные характеристики сплавов железо-кремний.	18
<i>Е.А. Будовских, Е.В. Мартусевич</i> Разрушение материалов при воздействии на поверхность импульсных плазменных струй.	19

<i>В.В. Грачев, В.Д. Сарычев, В.И. Петров, В.Е. Громов</i>	20
Градиентные структуры в рельсовой стали, формирующиеся при дифференцированной термической обработке и в ходе эксплуатации.	
<i>А.М.Глезер, М.В.Медведев, И.Н.Воронов</i>	21
Энергетические характеристики антифазных границ и деформационное упрочнение упорядоченных сплавов на основе соединения железо-кремний.	
<i>И.А. Грецкая, О.В. Соснин, С.В. Коновалов, В.В. Целлермаер, В.Е. Громов</i>	22
Построение кривой малоциклового усталости по измерению скорости ультразвука.	
<i>Б. Б. Страумал</i>	23
Фазовые переходы на границах зерен и их влияние на свойства материалов.	
<i>В.С.Хмелевская, В.Г.Малынкин</i>	24
Эффект дальнего действия в области радиационно-индуцированных диссипативных структур.	
<i>В.Н.Чувильдеев</i>	25
Неравновесные границы зерен. Теория и приложения.	
<i>М.Ю.Грязнов, А.Н. Сысоев, В.Н.Чувильдеев, В.И.Копылов</i>	26
Исследование внутреннего трения в микрокристаллических металлах и сплавах.	
<i>И.М. Макаров, А.В.Нохрин, В.Н.Чувильдеев, В.И.Копылов</i>	27
Процессы рекристаллизации в микрокристаллических металлах, приготовленных РКУ-прессованием.	
<i>А.В.Нохрин, И.М. Макаров, Е.С.Смирнова, Ю.Г.Лопатин, В.Н.Чувильдеев,</i>	28
Термическая стабильность структуры и свойств микрокристаллических сплавов системы Al-Mg-Sc-Zr, приготовленных при помощи метода РКУ-прессования.	
<i>В.Н.Чувильдеев, О.Э.Пирожникова, А.Н.Сысоев, В.И.Копылов</i>	29
Высокоскоростная сверхпластичность микрокристаллических сплавов Al-Mg-S-Zr, приготовленных РКУ-прессованием.	
<i>М.Ш. Акчурун, В.Р. Регель</i>	30
Физика процессов микровдавливания.	
<i>И.М. Голиборода, К.Н. Русинко, И.В. Кузьо</i>	31
Двухуровневая феноменологическая модель нелинейной деформации поликристаллических материалов с памятью формы	
<i>Т. Бречко</i>	32
Дефекты и напряжения в кристаллических телах.	
<i>Р.Б.Моргунов, А.А. Баскаков</i>	33
Механические свойства молекулярных магнетиков как индикатор спинового кроссовера в обменных кластерах.	
<i>А.М. Паршин, И.В. Теплухина</i>	34
Равномерность распада твёрдых растворов и локализация повреждаемости конструкционных материалов ядерных энергетических установок.	

<i>А.М.Паршин, А.П.Петкова</i>	35
Влияние качества металла на локализацию повреждаемости сталей и сплавов.	
<i>К. А. Чижко, О. В. Чаркина</i>	36
Механизмы излучения электромагнитных волн дислокациями в ионных кристаллах.	
<i>И.Н. Андронов, С.Г. Аленников, Э.Г. Майорова, Ю.А. Теплинский</i>	37
Универсальная кривая для стационарной ползучести, инициируемой термоактивируемым путем.	
<i>И.Н. Андронов, С.Г. Аленников, Н.П. Богданов, Э.Г. Майорова, Ю.А. Теплинский</i>	38
Деградация механических свойств трубных сталей в процессе длительной эксплуатации газопровода.	
<i>А.А. Барон, Ю.С. Бахрачева</i>	39
Прогнозирование уровня трещиностойкости по величине удельной энергии пластической деформации.	
<i>С. В. Петин</i>	40
Модели усталости конструкций: состояние и перспективы.	
<i>Э. В. Прозорова</i>	41
Влияние дисперсии в случае негладких границ.	
<i>Ю.В.Мильман</i>	42
Новые методы индентирования для изучения механического поведения и фазовых превращений под давлением в материалах.	
<i>В. М. Чертов</i>	43
Упрочненный слой цементованных зубчатых колес: соотношение фаз и субструктура.	
<i>А.М. Паршин, А.П. Петкова, Ю.П. Добренякин</i>	44
Низкотемпературное радиационное охрупчивание аустенитных сталей и сплавов.	
<i>А.М. Паршин, Р.Н. Кикичев</i>	45
Температурно-временная зависимость сопротивляемости коррозионному растрескиванию сталей типа 08X18H10T.	
<i>А.А. Мовчан, С.А. Казарина, В.В. Серов</i>	46
Экспериментальное исследование явления потери устойчивости, вызванной термоупругими фазовыми превращениями под действием сжимающих напряжений.	
<i>Н.Е.Скрябина, Л.В.Спивак</i>	47
Природа эффекта обратимой потери формы в аморфных металлических сплавах при взаимодействии с водородом и дейтерием.	
<i>В.И. Веттегрень, А.Я. Башкарев, В.Н. Светлов, Г.И. Морозов</i>	48
Кинетика образования нанодефектов на поверхности нагруженных металлов.	
<i>В.М. Пестриков</i>	49
Модель разрушения пластины из пресс-материала с трещиной.	

<i>О.И.Крахин, В.В. Каиштанов</i>	50
Оценка энергоёмкости элементов из сплавов с памятью.	
<i>В.В. Токий, Д.Л. Савина, Т.Е. Константинова</i>	51
Теория формирования гетерофазной структуры при компактировании порошков.	
<i>Н.В. Токий, Т.Е. Константинова, В.Н. Варюхин</i>	52
Дислокационные модели локального изгиба.	
<i>Н.Г. Тарасенко, И.К.Носолев, В.В.Токий, Т.И.Бугаева, Т.Е.Константинова, И.А.Даниленко</i>	53
Амплитудная зависимость модуля упругости диоксидциркониевой керамики в области амплитудно-независимого внутреннего трения.	
<i>В. П. Пух</i>	54
Проблема прочности стекла за 70 лет.	
<i>М.И.Слободской, Л.Е. Попов</i>	55
Релаксационные явления, связанные с незавершенными элементарными кристаллографическими скольжениями.	
<i>С.Н. Колупаева, С.И. Пуспешева, Л.Е. Попов</i>	56
Математическое моделирование пластической деформации скольжения в гцк монокристаллах.	
<i>А.А. Лебедев, Н.Р. Музыка, Н.Л. Волчек</i>	57
Способ оценки деградации материала после наработки по результатам массовых испытаний на твердость.	
<i>Д. Н. Свирский</i>	58
Применение методов генетического программирования для выбора композиционного материала послойной листоштамповочной оснастки.	
<i>К.А. Лисицын, В.Н. Кадыков, В.И. Петров</i>	59
Сварные соединения: критерии работоспособности.	
<i>К.А. Лисицын, М.Г. Неверов, В.Н. Кадыков, В.И. Петров</i>	60
Градиентные структуры металла паропроводов.	
<i>А.К. Емалетдинов</i>	61
Диссипативные процессы и структуры при пластической деформации и разрушении.	
<i>В.И.Бетехтин, А.И.Слуцкер, В.М.Ройтман, А.Г.Кадомцев</i>	62
Долговечность нагруженных материалов при переменной температуре и определение пожаростойкости.	
<i>Т.Е.Константинова</i>	64
Локальные изгибы кристаллической решетки и ротационная неустойчивость.	
<i>Т.Е.Константинова, И.А.Даниленко, Г.К.Волкова, В.Б.Примислер</i>	65
Мартенситное превращение в нанокристаллах $ZrO_2+3mol.\%Y_2O_3$ .	
<i>М.А. Хусаинов, О.Ю. Волнянская</i>	66
Релаксационная способность сплавов TiNi при теплосменах.	
<i>В.С. Куксенко, С. В. Елизаров, Н. Г. Томилин, Ксян-Чу Ин</i>	67
Развитие очага разрушения при слабых механических воздействиях.	

<i>К.Ф. Черных</i>	68
Равновесие включения в матрице (нелинейные двумерные проблемы).	
<i>Б.И. Смирнов, В.В. Шпейзман, Н.Н. Песчанская, Р.К. Николаев</i>	69
Влияние магнитного поля на скорость микропластической деформации монокристаллов $C_{60}$ .	
<i>Ю.И. Головин, В.И. Иволгин, М.А. Лебедкин, С.В. Потапов, Д.А. Сергунин</i>	70
<i>А.И., Тюрин, В.А. Хоник, А.А. Шибков</i>	
Явления самоорганизации при пластическом течении в микро- и субмикрообъемах.	
<i>А.С. Бакай</i>	71
Механизмы неупругости и пластической деформации металлических стекол.	
<i>М.П. Кащенко, А.Г. Семеновых, В.Г. Чащина</i>	72
Интерпретация морфологических признаков кристаллов $\alpha'$ мартенсита деформации в кристонной модели.	
<i>Д.Б. Чернов, А.В. Митин, С.Д. Сурат</i>	73
Термомеханическая диаграмма рабочих элементов из сплавов с памятью формы.	
<i>О.В.Клявин, Б.А.Мамырин, Л.В.Хабарин, Ю.М.Чернов</i>	74
Дислокационно-динамическое и механо-химическое проникновение гелия в различные типы твердых тел.	
<i>В.И. Альшиц</i>	75
Магнитопластический эффект в немагнитных кристаллах.	
<i>Б.К.Барахтин, Т.Г.Семичева</i>	76
Оценка механических свойств сталей по результатам количественной обработки изображений структур.	
<i>В. А. Еремеев</i>	77
Моделирование фазовых превращений в нелинейно упругих телах с распределенными дислокациями.	
<i>Б.А.Зимин, О.В.Темнов</i>	78
Особенности процессов разрушения фрактальных структур.	
<i>Б.Е.Мельников, Л.Б.Гецов, А.С.Семенов</i>	79
Аттестация теорий пластичности и ползучести – основа для использования многомодельного метода при решении краевых задач термовязкоупруго-пластичности.	
<i>Г. Д. Федоровский</i>	80
Об основных фундаментальных концепциях макрофизического описания деформативных и прочностных свойств реологически сложных сред.	
<i>М.А. Скотникова, Т.А. Чижик, И.Н. Цыбулина</i>	81
Структурно-фазовые превращения в металле штамповок турбинных лопаток из сплава ВТ-6.	
<i>Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Козлов Э.В.</i>	83
Релаксация напряжений и ползучесть в монокристаллах интерметаллидов со сверхструктурой $L1_2$ .	

<i>Егоров С.А., Беляев С.П.</i> Влияние всестороннего давления на механическое поведение материалов с эффектом памяти формы.	84
<i>Ермакова Н.Ю.</i> Расчет ФРО в ансамблях микрообластей пластически деформированных зерен и его применение для изучения эволюции распределений микро-разориентаций.	85
<i>Л. Л. Шарипова, Е. Е. Еремеев, А. Б. Фрейдин</i> Равновесие и устойчивость двухфазных центрально-симметричных полей деформаций.	86
<i>К.В.Бетехтин, С.Л.Кузьмин, С.А.Пульнев</i> Особенности генерации и релаксации реактивного напряжения в монокристаллах Cu – Al – Ni.	87
<i>Н.И.Носкова, Е.Г.Волкова</i> Влияние облучения ионами аргона и азота на структуру и фазовый состав сплава Fe <sub>73,5</sub> Cu <sub>1</sub> Nb <sub>3</sub> Si <sub>13,5</sub> B <sub>9</sub> в аморфном и нанокристаллическом состоянии.	88
<i>Н.И. Носкова, В.Я.Белозеров, Н.Ф. Вильданова, Ю.Н.Стародубцев</i> Прочность и структура аморфного и нанокристаллического состояния нержавеющей стали.	89
<i>А.И. Козачук, А.Б. Синани, В.В. Шпейзман, В.И. Копылов</i> Высокоскоростное деформирование нанокристаллического АРМКО-Fe.	90
<i>Лукьяненко А.С., Бетехтин В.И., Корсуков В.Е., Обидов Б.А., Томилин А.Н.</i> Особенности дефектообразования на деформируемых поверхностях полупроводниковых кристаллов и аморфных сплавов на основе железа.	91
<i>С. П. Беляев, А. Е. Волков, И. В. Иночкина</i> Возможности управления механическими колебаниями систем, содержащих элементы с памятью формы.	92
<i>И. В. Ушаков, В. А. Федоров, И. Е. Пермькова</i> Исследование изменения хрупкости отожженного металлического стекла U–методом и методом микроиндентирования на полимерных подложках.	93
<i>С.Ю.Веселков, Ю.М. Даль, В.И.Бетехтин, А.Г.Кадомцев, О.В.Амосова</i> Влияние давления на напряженно-деформированное состояние пористых тел.	94
<i>Т. С. Чикова</i> Зарождение двойников при индентировании металлов.	95
<i>В. И. Башмаков, Т. С. Чикова</i> Феноменологический анализ гистерезисных свойств двойниковых границ.	96
<i>М. Ю. Гуткин, К. Н. Микаелян, М. Зеефельдт, А. Е. Романов, П. Климанек</i> Зарождение и распространение полос переориентировки: теоретические модели и компьютерное моделирование.	97
<i>П. Климанек, В. Клемм, М. В. Мотыленко, А. Е. Романов</i> Исследование структуры сильнодеформированных материалов дифракционными методами.	98

<i>А. А. Викарчук, А. П. Воленко, А. Ю. Крылов, И. С. Ясников</i>	99
Диссипативные структуры, формирующиеся при электрокристаллизации металлов. Их особенности и механизмы формирования.	
<i>А.И. Мелькер</i>	100
Трещины в механике и физике.	
<i>С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков</i>	101
Проблемы вязкости стали в современном материаловедении.	
<i>Чигринова Н.М.</i>	102
Особенности упрочнения материала в процессе микроплазмохимической обработки в условиях управляемого электрического разряда под воздействием ультразвуковых импульсов.	
<i>А.М.Глезер</i>	103
Концепция характеристических дефектов и механическое поведение экстремально упорядоченных твердых растворов.	
<i>Атрошенко С.А.</i>	104
Динамическая прочность различных типов металлов.	
<i>А.А. Груздков, С.И. Кривошеев, Н.Ф. Морозов, Ю.В. Петров</i>	105
Исследование динамических прочностных свойств материалов на основе испытаний малоразмерных образцов.	
<i>В.В.Трофимов</i>	106
Современная рентгеновская тензометрия в технической диагностике изделий и конструкций.	
<i>Паршуков Л.И., Дорофеев Г.А., Гильмутдинов Ф.З., Канунникова О.М., Кобылин Г.Н., Ляшенко Л.В., Смирнов В.Н.</i>	107
Исследование напряженно-деформированного, структурно-фазового и химического состояния мартенситностарееющей стали при механических и тепловых воздействиях.	
<i>М. М. Мышляев, М. М. Камалов, М. М. Мышляева</i>	108
Эволюция структуры и механического поведения в процессе высокоскоростной сверхпластической деформации сплава Al-Li.	
<i>Ю.А. Перлович, М.Г.Исаенкова, В.А.Фесенко</i>	109
Общие закономерности субструктурной неоднородности металлических материалов с развитой кристаллографической текстурой.	
<b>ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ</b>	111
<b>СОДЕРЖАНИЕ</b>	113