

**XVI  
Петербургские  
чтения  
по проблемам  
прочности**



**Посвященные 75-летию  
со дня рождения В. А. Лихачева**

*Санкт-Петербург,  
14-16 марта 2006 г.*



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

# **XVI**

## **Петербургские чтения по проблемам прочности**

**посвященные 75-летию со дня рождения  
В. А. Лихачева**

*14 - 16 марта 2006 г.  
Санкт-Петербург*

**С б о р н и к т е з и с о в**

**Санкт-Петербург  
2006**

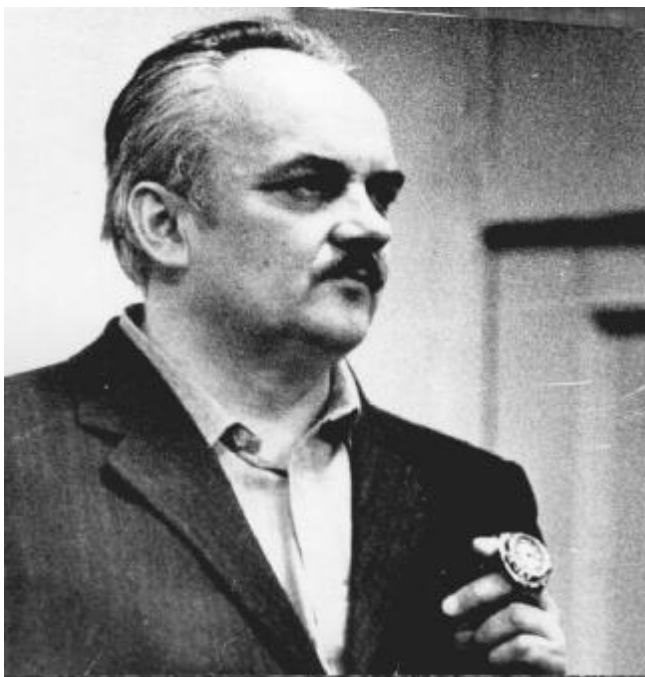
**XVI Петербургские чтения по проблемам прочности.** Санкт-Петербург, 14-16 марта 2006 г.: сборник тезисов. СПб., 2006, 254 с.

В сборнике опубликованы тезисы докладов, представленных на XVI Петербургских Чтениях по проблемам прочности специалистами в области прочности и пластичности из России, а также из ближнего зарубежья. Доклады отражают достижения и современные тенденции развития науки о прочности, пластичности и других физико-механических свойствах твердых тел.

XVI Петербургские Чтения посвящены 75-летию со дня рождения Владимира Александровича Лихачева – талантливого и яркого представителя Ленинградской (Петербургской) школы прочнистов, лидера и руководителя целой плеяды учеников и последователей, одного из основных организаторов конференций «Петербургские Чтения по проблемам прочности» и «Актуальные проблемы прочности», основателя и первого председателя Межгосударственного координационного Совета по физике прочности и пластичности материалов.

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

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



**Владимир  
Александрович  
ЛИХАЧЕВ**

**(1931 – 1996)**

Владимир Александрович Лихачев родился 6 января 1931 года в Псковской области в пос. Новоселье, что расположен вблизи от райцентра Струги Красные. Его мама была крестьянкой, а отец, имея высшее зоотехническое образование, работал директором совхоза. Брат В. А. Лихачева, Анатолий Александрович, вспоминает, что еще в детстве Владимир Александрович выделялся из общего круга, был заводилой и лидером в мальчишеской компании. Неуспокоенность и энергичность, способность увлечь за собой – составляющие личности, Богом данные Владимиру Александровичу от рождения. Их можно объединить одним словом в понятие "пассионарность". Люди, наделенные пассионарностью, могут оказывать влияние на судьбы других людей в масштабах целых государств, и жизненный путь В. А. Лихачева яркое тому подтверждение.

Из сильных детских впечатлений через все годы Владимир Александрович пронес любовь к родному краю, его полям, лесам, людям, их образу жизни. Отсюда берет начало патриотичность В. А. Лихачева, его приверженность отечественным традициям в жизни и в научной деятельности. Глубокий след в душе В. А. Лихачева оставила Великая Отечественная война. Для него День Победы стал одним из самых почитаемых праздников. Он много читал книг о войне, знал подробности ее сражений, особенно о боях под Псковом и Ленинградом.

В сожженной немцами деревне, а затем в послевоенном Пскове заканчивал Владимир Александрович среднюю школу и в 1950 году поступил в Ленинградский Политехнический институт им. М. И. Калинина (теперь Санкт-Петербургский государственный технический университет). По воспоминаниям близких людей и его самого, учился легко. Успевал многое. Играл на валторне в студенческом духовом оркестре, вел общественную работу, занимался авиационным и парашютным спортом.

В 1956 году В. А. Лихачев окончил институт по специальности "Техническая физика", получив диплом с отличием. После защиты дипломной работы В. А. Лихачев был принят на должность ассистента на кафедру "Физики металлов" ЛПИ им. М. И. Калинина. Еще во время выполнения дипломной работы под руководством ныне покойного профессора Д. М. Васильева инициативный молодой человек был замечен академиком АН УССР Н. Н. Давиденковым, который в то время

возглавлял кафедру. С октября 1956 года В. А. Лихачев зачислен аспирантом на кафедру, и его руководителем стал Н. Н. Давиденков. С этого времени началась блестящая карьера Владимира Александровича, его сотрудничество с Николаем Николаевичем, продолжавшееся до конца жизни академика. В. А. Лихачев был последним его аспирантом и одним из самых любимых. Н. Н. Давиденков видел одаренность и энергичность своего ученика, неоднократно подчеркивал это в официальных бумагах и пророчил ему большое будущее. Владимир Александрович, со своей стороны, питал глубокое уважение к Н. Н. Давиденкову и как к большому ученому с мировым именем, и как к выдающейся личности.

Как вспоминал сам Владимир Александрович, для диссертационного исследования Н. Н. Давиденков предложил ему несколько научных тем. Одну из них, касающуюся формоизменения металлов при теплосменах, выдвинул Д. М. Васильев. Ее-то и выбрал В. А. Лихачев. Почему именно эту тему? Потому, что явление казалось необычным и потому очень интересным. Металлические тела, как показывал опыт, под действием повторяющихся нагреваний и охлаждений изменяют свои размеры и форму. Фактически, процесс термического расширения твердых тел оказывался существенно необратимым, что было чрезвычайно удивительно.

Необычные факты и идеи, на первый взгляд идущие в противоречие с каноническими представлениями о природе вещей, неизменно на протяжении всей жизни привлекали В. А. Лихачева. И он, как никто, умел увидеть необычное и обладал редкой способностью удивляться там, где другие не останавливали внимания. В. А. Лихачев всегда брался за выяснение природы неординарных явлений. Интересный факт или идея захватывали Владимира Александровича целиком, вызывали творческое возбуждение и взлет научной фантазии. Так было и при исследовании необратимого формоизменения материалов при теплосменах.

В одном из отзывов Н. Н. Давиденков написал, что аспирант В. А. Лихачев "проявил кипучую энергию и предприимчивость, изобретательские способности и большие научные знания". Выполнив огромный объем экспериментальных исследований, В. А. Лихачев установил, что формоизменение свойственно поли- и монокристаллам металлов и неметаллическим материалам и является скорее правилом, чем исключением, поскольку не наблюдается лишь в некоторых специальных условиях. Деформация возникает вследствие релаксации внутренних напряжений, вызванных разными причинами, среди которых: 1) градиент температуры (тепловые напряжения первого рода); 2) анизотропия коэффициента термического расширения; 3) дисперсия коэффициента термического расширения; 4) фазовые превращения. Разработав феноменологическую и термодинамическую теории явления, В. А. Лихачев уже на раннем этапе своей деятельности проявил редкое сочетание экспериментатора и теоретика. Он тонко чувствовал физический эксперимент, прекрасно ориентировался в вопросах техники и одновременно в совершенстве владел математическими аналитическими методами.

По результатам обучения в аспирантуре В. А. Лихачевым было опубликовано около 30 работ и книга "Необратимое формоизменение металлов при циклическом тепловом воздействии" в соавторстве с Н. Н. Давиденковым. После досрочного окончания аспирантуры В. А. Лихачев был принят в ФТИ им. А. Ф. Иоффе АН СССР на должность старшего лаборанта. Ленинградский Физтех был и остается тем местом работы, о котором мечтает каждый начинающий ученый. Для В. А. Лихачева годы, проведенные в Физтехе, были весьма плодотворными, не в последнюю очередь, благодаря творческой атмосфере, царившей в институте. На протяжении всей жизни Владимир Александрович ощущал себя физтеховцем, чувствовал себя комфортно в стенах института. Здесь работали его друзья, с которыми он в молодые годы с энтузиазмом познавал и развивал революционную науку о дислокациях в кристаллах, с которыми горячо спорил о научных проблемах. Старые друзья-

физтеховцы всегда считали его своим уже и после ухода в Петербургский университет.

В 1973 году В. А. Лихачев защищает докторскую диссертацию на тему "Деформация металлов в переменном температурном поле". Проблема воздействия перемен температуры на структуру и свойства кристаллов продолжает волновать Владимира Александровича. В докторской диссертации он впервые определяет и систематически исследует два новых явления: температурное последствие и температурное упрочнение. Оба эффекта выступают как специфическая реакция дефектной структуры кристаллов на изменение температуры и определяют такие феномены, как ускоренная термоциклическая ползучесть; релаксационный характер теплового расширения (а, следовательно, и его необратимость); упрочнение при термоциклировании и т.д. В диссертационной работе, по-видимому, впервые столь отчетливо акцентировано внимание на важнейшей роли дисперсии свойств среды. Для объяснения закономерностей неизотермической ползучести, формоизменения, температурного последствия и температурного упрочнения В. А. Лихачев привлекает представления о микроскопической, субмикроскопической, атомной и дислокационной структурах материала, а также о макроскопической его неоднородности. В. А. Лихачев тогда не употреблял термин "структурные уровни деформации". Однако в тот момент сформулировал и теоретически обосновал необходимость анализа поведения материалов именно с точки зрения взаимодействия деформационных процессов, протекающих на различных масштабных уровнях и имеющих разные законы развития. Позже эти идеи, обогащенные последующим опытом, будут изложены в монографии "Структурные уровни деформации твердых тел", написанной совместно с В. Е. Паниным и Ю. В. Гриняевым.

В годы работы в ФТИ им. А. Ф. Иоффе В. А. Лихачев отнюдь не ограничивал свои интересы диссертационной тематикой. В то время выходит цикл работ, посвященных взаимодействию лазерного излучения с веществом. В начале этих исследований удивительным казался сам факт разрушения прозрачных, не поглощающих свет материалов, под действием светового излучения. Еще более поразительными оказались морфология трещин и кинетические особенности разрушения (раскрытие множества трещин за время менее  $10^{-9}$  с). Коллективу авторов, в котором активное участие принимал Владимир Александрович, удалось получить аналитическое соотношение для критерия оптической прочности.

В конце шестидесятых – начале семидесятых годов В. А. Лихачев уже признается научным сообществом, как один из ярких лидеров. Значительно расширяется его профессиональная деятельность. Он выполняет ряд исследований механизмов вязкого разрушения поликристаллов вместе с В. В. Рыбиным, начинает изучение сверхпластичности металлов и сплавов с М. М. Мышляевым. Аспирант С. Л. Кузьмин ставит первые эксперименты с материалами, проявляющими эффект памяти формы, а сотрудник ЛГУ Р. Ю. Хайров под руководством Владимира Александровича готовит аналитический обзор по теории дисклинаций. Все отчетливее определяется широкое поле творчества В. А. Лихачева на последующие годы.

Успешной творческой работе способствовал переход в 1973 году на работу в С.-Петербургский госуниверситет на должность руководителя лаборатории сопротивления материалов НИИ математики и механики. Позже по инициативе В. А. Лихачева лаборатория официально получила название "Лаборатория прочности материалов".

Коллектив, который возглавил В. А. Лихачев, имел богатую биографию, начинающуюся с 1932 года, от первого руководителя, известного ученого Г. А. Смирнова–Аляева. В 1973 г. штат лаборатории состоял всего из шести человек: ассистент (З. П. Каменцева), инженер, механик и три лаборанта. Владимир Алексан-

дрович придал новый мощный импульс исследованиям, проводимым в лаборатории, вовлек сотрудников в сферу своих знаний и интересов. На работу в лабораторию и для учебы в аспирантуре стали приходиться талантливые молодые люди. Среди них и те, кто по сей день трудится в лаборатории: Кузьмин С. Л., Хайров Р. Ю., Волков А. Е., Беляев С. П., Разов А. И. Постепенно складывался коллектив, который составил научную школу В. А. Лихачева. Представители этой школы работают сейчас во многих регионах России, Казахстана, Украины, Белоруссии, Киргизстана, Узбекистана, в частности, в городах: Новгород, Ижевск, Сыктывкар, Якутск, Благовещенск, Ухта, Алма-Ата, Тверь, Донецк, Витебск, Рыбинск и др. Исследования этих специалистов координировались и направлялись из Санкт-Петербурга, из небольшой лаборатории прочности материалов талантом и волей ее руководителя.

Люди, работавшие с В. А. Лихачевым, знают, что долговременная проработка деталей в рамках лишь одной узко-определенной проблемы была несовместима с его темпераментной, увлекающейся натурой. Поэтому исследования, проводимые В. А. Лихачевым с коллегами, охватывали одновременно широкий круг вопросов фундаментального и прикладного значения.

Большой вклад внес Владимир Александрович в развитие континуальной теории дефектов. Он явился основоположником нового направления в этой области – теории планарных дефектов как самостоятельных несовершенств строения твердого тела. В математически строгой постановке в рамках теории проанализированы механизмы движения внутренних границ; генерация дефектов движущимися границами и внутриграницная структура; трансляции и повороты среды, вызываемые миграцией границ и ряд других задач.

В. А. Лихачев был первым, кто пропагандировал учение о дефектах дисклинационного типа. Существование дисклинаций в твердых телах, мягко говоря, ставилось под сомнение в виду очевидных энергетических ограничений. Однако Владимир Александрович доказывал, что полные дисклинации имеют место в жидких кристаллах и полимерах, а в кристаллах не существует физического запрета на существование дипольных конфигураций и изолированных частичных дисклинаций. В ряде работ В. А. Лихачев показал, что дисклинационные представления оказываются весьма полезными при анализе свойств кристаллов, особенно на стадии развитой пластической деформации, когда реализуются ротационные механизмы перемещений вещества и доминирующую роль начинают играть коллективные формы движения дислокаций. С участием Владимира Александровича были сделаны прямые наблюдения в электронном микроскопе дисклинационно-подобных структур в молибдене, подтвердившие теоретические выводы.

На протяжении многих лет В. А. Лихачев разрабатывал представления о том, что теория дефектов имеет самое непосредственное отношение к изучению стеклообразного состояния вещества. Он утверждал, что стекло следует рассматривать, грубо говоря, как кристалл, сильно испорченный и искривленный точечными дефектами, дислокациями, дисклинациями и диспирациями. Такой подход, как показывал В. А. Лихачев, позволяет объяснить все имеющиеся факты о структуре и свойствах аморфных веществ, в частности, наличие ближнего и отсутствие дальнего порядка, а также существование осей симметрии пятого порядка. Что еще важнее, дисклинационная модель стекла дает исследователю мощный инструмент в виде хорошо развитой континуальной теории дефектов для анализа и прогнозирования поведения объектов с аморфной структурой.

Взгляды В. А. Лихачева были весьма необычны для специалистов, занимающихся изучением строения стекол. Однако вновь и вновь Владимир Александрович на страницах публикаций и в устных выступлениях отстаивал свою точку зрения с присущим ему полемическим мастерством.

В области исследования сверхпластичности металлов и сплавов В. А. Лихачев получил важные результаты, имеющие принципиальное значение. Фактически был обнаружен новый вид аномально высокой пластичности – сверхпластичность крупнозернистых металлов и монокристаллов. В. А. Лихачевым с сотрудниками на монокристаллических образцах алюминия была получена деформация на сдвиг, превышающая 20000%. Поразительно то, что с ростом скорости деформирования предельная пластичность до разрушения увеличивалась, а образец даже после рекордных пластических деформаций оставался монокристаллическим (в электронном микроскопе наблюдали ячеистую структуру с разориентациями не более 1–2 угловых градусов). Эти факты выглядели особенно впечатляющими на фоне установившегося представления о мелкозернистости, как необходимом условии реализации сверхпластичности.

Столь же революционным оказалось открытие пиков аномально высокой пластичности в закаленных сталях, считающихся хрупкими. Естественно, что такие необычные феномены требовали нового осмысления сверхпластичности металлов. В 1987 году в журнале “Физика металлов и металловедение” выходит статья В. А. Лихачева, М. М. Мышляева, О. Н. Сенькова, где излагается оригинальный взгляд авторов на проблему. Главная идея этой работы, обильно иллюстрированной данными опытов, состоит в том, что сверхпластическая деформация реализуется в условиях высокой динамической активности элементарных носителей деформации, находящихся в непрерывном движении. Это обеспечивает протекание различных релаксационных процессов со скоростью, достаточной для предотвращения развития процессов разрушения. Владимир Александрович подчеркивал, что особого механизма сверхпластической деформации не существует. Она осуществляется теми же способами массоперемещения, что и обычная деформация. В случае закаленных сталей это диффузия углерода и “дрейф” дислокаций в поле напряжений, для алюминия – динамическая рекристаллизация, для мелкозернистых сплавов – миграция границ и зернограничное проскальзывание и т.д. При оптимальном кинетическом соответствии между скоростью деформации (упрочнения) и скоростью перемещения носителей деформации (релаксации) достигается максимальная пластичность материала. Понятно, что это возможно лишь в определенных внешних условиях (температура, скорость нагружения и т.д.).

Достаточно общий подход к проблеме сверхпластичности, развитый В. А. Лихачевым, позволяет указать условия возникновения аномально высокой пластичности и охватывает все известные случаи ее реализации, включая и сверхпластичность, связанную с фазовыми превращениями в твердом теле.

Более четверти века своей жизни В. А. Лихачев отдал изучению материалов с мартенситными превращениями, проявляющими эффекты памяти формы. Среди специалистов по этой проблематике его имя приобрело мировую известность. Эффекты мартенситной неупругости на долгие годы стали одним из приоритетных направлений исследований лаборатории, возглавляемой Владимиром Александровичем. Были обнаружены и изучены на разных сплавах такие феномены, как реверсивный эффект памяти формы; неупругость при бейнитном превращении; циклическая память формы; деформация ориентированного превращения и т.д. В. А. Лихачев явился первооткрывателем нового способа стимуляции деформационных эффектов при мартенситных превращениях путем изменения всестороннего давления. В его работах показано, что фактор давления эквивалентен температурному фактору по отношению к мартенситным переходам в твердых телах, и изменение давления приводит к тем же деформационным последствиям, что и изменение температуры. Цикл исследований “Сплавы с памятью как рабочее тело циклической тепловой машины”, выполненный В. А. Лихачевым с сотрудниками, не имеет аналогов. С непосредственным участием Владимира Александровича и по его инициативе был выполнен



ряд работ по внутреннему трению и затуханию ультразвука в материалах с мартенситными переходами. Незадолго до своей кончины В. А. Лихачев высказал оригинальную мысль о возможности управления механическими колебаниями в таких материалах путем периодического перевода металла из низкотемпературного в высокотемпературное состояние и обратно. В зависимости от того, каким образом импульсы нагрева и охлаждения синхронизированы с механическими осцилляциями, результаты могли получиться совершенно различными: от колебаний с нарастающей от периода к периоду амплитудой, до колебаний, быстро затухающих за один–два периода. Эта идея получила блестящее экспериментальное подтверждение и имеет интересные перспективы научного и практического плана.

В. А. Лихачеву принадлежит ряд работ, касающихся различных аспектов теории мартенситных превращений в металлах. Он подверг теоретическому осмыслению экспериментально установленный факт наследования дефектов кристаллической решетки при мартенситных структурных переходах. Ясный по смыслу кристаллографический анализ продемонстрировал целый набор дислокационных реакций, вызываемых фазовым превращением. Стало возможным говорить о дислокационно-энергетическом отборе вариантов перестройки структуры, как об особом факторе, определяющем различные проявления фазовой пластичности твердых тел. В. А. Лихачевым был предложен оригинальный механизм эффекта памяти формы, согласно которому возврат неупругой деформации является прямым следствием энергетического запрета на наследование двойников мартенсита движущейся границей новой фазы. Владимир Александрович является также автором физической модели явления пластичности превращения.

Вершиной его научного творчества и любимым детищем явилась структурно-аналитическая теория прочности, в которой физический и механический подходы к проблеме деформации и разрушения твердых тел синтезированы в единую органичную систему. Сейчас кажется, что самой судьбой В. А. Лихачеву была предназначена роль создателя такой теории. Половину своей жизни он проработал во всемирно известном физическом центре – ФТИ им. А. Ф. Иоффе, а другую половину – в НИИ математики и механики, где на протяжении многих лет активно действует и развивается столь же известная школа ученых-механиков. Подчеркнем также, что в нужный момент и в нужном месте судьба уготовила встречу Владимира Александровича с талантливым, инициативным и фантастически работоспособным В. Г. Малининым, ставшим впоследствии ближайшим соратником и соавтором многих работ.

В. А. Лихачев широко охватывал критическим взглядом все достоинства и недостатки методологически различных физических и механических учений о прочности. Ему удалось объединить их в единую теорию, которая с одной стороны позволяет осуществлять инженерные расчеты на прочность, а с другой учитывает все разнообразие структурно-физических микроскопических механизмов процессов деформации и разрушения.

Даже в кратком обзоре творческой деятельности В. А. Лихачева нельзя обойти вниманием его результаты в решении целого ряда прикладных задач. И на этом поприще он достиг немалых успехов. Объясняется это тем, что Владимир Александрович в равной мере имел склонность к абстрактным теоретическим построениям и обладал способностью к анализу чисто инженерных практических вопросов. Он был в курсе наиболее актуальных проблем современной техники и промышленного производства, знал технологию металлообработки, разбирался в вопросах метрологии и стандартизации, прекрасно работал руками и любил это делать. Одним из основных стимулов в выполнении работ практической направленности для В. А. Лихачева являлась убежденность в необходимости приносить посильную пользу Отечеству.

Еще будучи кандидатом наук, В. А. Лихачев выполнял разные работы промышленного значения. В частности, он являлся консультантом по материалам для атомных реакторов на заре развития ядерной энергетики.

Большие надежды связывал В. А. Лихачев с практическим использованием материалов с памятью формы. Он всячески пропагандировал их уникальные свойства в своих выступлениях для широкой общественности, в популярных журналах, в частных беседах. На протяжении многих лет Владимир Александрович консультировал ведущие научные организации и конструкторские бюро судостроительной промышленности. В лаборатории были выполнены экспериментальные исследования и теоретические расчеты термомеханических соединений трубопроводов и других деталей с помощью муфт из материалов с памятью. В. А. Лихачев являлся участником работ по изготовлению инструментария для лечения переломов тазобедренных костей и ряда других изделий для медицины из сплавов, проявляющих псевдоупругость и память формы.

Много сил приложил Владимир Александрович для исследования способности материалов с эффектом памяти формы превращать тепловую энергию в механическую. В правильно организованном термическом цикле работа, совершаемая металлическим рабочим телом, превышает  $15 \text{ МДж/м}^3$  при температурах, близких к комнатной и перепаде температур 40–60 К. По мнению Владимира Александровича таким тепловым машинам принадлежит большое будущее, поскольку они способны работать от возобновляемых источников энергии и характеризуются исключительной экологической чистотой. Мартенситные тепловые двигатели имеют еще множество достоинств. Поэтому в течение нескольких лет в лаборатории В. А. Лихачева интенсивно велись конструкторско-изобретательские работы по созданию моделей таких устройств. В последние годы жизни В. А. Лихачев плодотворно сотрудничал с Петербургским ЦНИИ РТК, принимая участие в разработке узлов роботов с использованием специальных свойств сплавов с памятью формы.

Одним из главных своих достижений в области прикладной науки сам Владимир Александрович считал создание технологии сборки крупногабаритных конструкций в открытом космосе. В Советском Союзе космические исследования имели значительный приоритет, а космические программы получали ранг государственной важности. Понятно, что В. А. Лихачев с особой ответственностью подошел к задаче построения экспериментальной фермы на поверхности орбитальной станции “Мир”. Лаборатории было выделено специальное помещение для сборки и испытаний 15-метровой конструкции, и в 1986 году работы начались. Собственно научная задача заключалась в создании технологии сборки элементов конструкций без применения болтовых или замковых соединений или других традиционных способов. Соединение элементов ферменной конструкции с помощью муфт из сплава с памятью формы должно было предусматривать высокую надежность в условиях переменных нагрузок при изменении температуры в широком интервале. Специалисты знают, сколь сложна эта задача, на первый взгляд кажущаяся даже неразрешимой. Однако все проблемы были преодолены. В июле 1991 года два космонавта А. Арцебарский и С. Крикалев в открытом космосе собрали и установили ферму на поверхности орбитальной станции. Через некоторое время на конце фермы разместили двигатель ориентации станции, что позволило существенно упростить и удешевить ее управление. В силу природной любознательности Владимир Александрович с интересом вникал в подробности работы экипажей космических кораблей и Центра Управления Полетами, подружился с космонавтами и конструкторами.

Сотрудничество В. А. Лихачева с НПО “Энергия” успешно продолжалось и далее. В штат станции “Мир” вошла еще одна саморазвертывающаяся конструкция – ферма, в которой материалы с памятью формы использовались в качестве силовых приводов развертывания. Были выполнены технологические эксперименты в откры-

том космосе с различными устройствами. Поскольку Владимир Александрович являлся человеком государственным (не по чину, а по личным убеждениям), все эти работы составляли предмет его гордости, приносили удовлетворение как доказательство востребованности своих знаний и таланта государством.

В. А. Лихачев оставил нам большое научное наследие: он автор более 1000 публикаций, из которых 77 авторских свидетельств на изобретения, 13 книг. Огромное количество мыслей и идей высказывались Владимиром Александровичем в устных выступлениях, консультациях, беседах. Выступал он на различных форумах часто и делал это мастерски. Обладал незаурядным ораторским талантом, оказывая на аудиторию сильное влияние. С 1959 по 1996 годы В. А. Лихачев принял участие приблизительно в 150 конференциях и семинарах и никогда не оставался пассивным слушателем.

Приходится удивляться, каким образом одновременно со столь интенсивной научной работой Владимир Александрович успевал заниматься педагогической и организаторской деятельностью. В молодые годы В. А. Лихачев работал по совместительству учителем физики в подшефной средней школе. Начиная с 1956 года, он преподавал вначале как ассистент, а затем как старший преподаватель, доцент, профессор по курсам “Общая физика”, “Физика металлов”, “Физика прочности”, “Механика материалов” в Петербургском государственном техническом университете, Северо-Западном политехническом институте, Новгородском государственном университете им. Ярослава Мудрого. Студентам физического факультета Санкт-Петербургского госуниверситета памятны лекции В. А. Лихачева по курсу “Теория дефектов в кристаллах”. Для студентов физфака, специализирующихся по кафедре “Электроника твердого тела”, этот курс имел факультативный характер. Однако влияние Владимира Александровича было столь велико, что двое из них стали сотрудниками лаборатории В. А. Лихачева. На протяжении всей творческой жизни Владимир Александрович активно готовил научные кадры высшей квалификации. Молодые люди стремились попасть в аспирантуру и докторантуру под руководство В. А. Лихачева. Им подготовлено более 40 кандидатов наук и 10 докторов наук. За активную научно-педагогическую работу В. А. Лихачеву в 1992 году было присвоено ученое звание профессора по специальности “Физика твердого тела”.

Научно-организационная деятельность В. А. Лихачева поистине уникальна. Из года в год он выполнял гигантский объем работы, связанной с проведением семинаров, конференций, заседаний. В большом числе случаев сам выступал их инициатором и, будучи человеком, с очень развитым чувством ответственности, дотошно вникал в детали подготовки и проведения мероприятий. Практически вся организационная нагрузка ложилась на Владимира Александровича и его бессменного помощника Зинаиду Петровну Каменцеву.

Среди ученых-прочнистов хорошо известен межреспубликанский семинар “Актуальные проблемы прочности”, организованный В. А. Лихачевым еще в 1974 году. Тридцать два заседания семинара прошло за 22 года. И каждый раз на первом плане была забота о престиже семинара, его популярности, демократичности, о том, чтобы выходили труды участников, даже в тяжелейших экономических условиях последних лет.

С 1978 года В. А. Лихачев возглавлял секцию прочности и пластичности им. Н. Н. Давиденкова при Петербургском Доме Ученых. Работа на этом посту стала предметом его особого внимания. Он знал историю секции, берущую начало с 1932 года, и хорошо понимал важность традиций, которые закладывались ее первым руководителем – Николаем Николаевичем Давиденковым. Для работы секции характерна атмосфера доброжелательности и глубокого уважения к мнению докладчиков, стремления объективно разобраться в научных результатах. Этот стиль неизменно поддерживался Владимиром Александровичем. Поэтому и молодые, и заслуженные

ученые так любили выступать на семинарах В. А. Лихачева. Он никогда публично не позволял себе и другим грубых замечаний, уничижительных оценок, даже по отношению к категоричным научным оппонентам. Быстро вникал в самую суть вопроса, мог дать совет, указать достоинства и недостатки. Но и критиковать мог жестко, если встречался с откровенно спекулятивными или принципиально ошибочными научными концепциями. Часто бывая в Доме Ученых, Владимир Александрович пользовался там большим уважением и любовью. Он был избран в Совет Дома Ученых, а затем стал членом Президиума Совета. Эту общественную нагрузку В. А. Лихачев воспринимал как особо почетную обязанность.

С большой самоотдачей В. А. Лихачев руководил Межгосударственным координационным Советом по физике прочности и пластичности материалов. Совет был создан опять же по инициативе Владимира Александровича после распада СССР на самостоятельные государства и преследовал цель сохранить прежние тесные связи между научными сообществами, несмотря на политическую и экономическую разобщенность. Межгосударственный Совет занимался многими жизненно важными вопросами организации науки от подготовки кадров до выработки стратегии исследований. Членами Совета являются видные ученые, каждый из которых представляет собой яркую индивидуальность и имеет свой взгляд на задачи науки. Тем более велика заслуга В. А. Лихачева в обеспечении эффективной работы столь представительного координирующего органа.

Владимир Александрович неоднократно подчеркивал, что для научного сотрудника любого ранга очень важен фактор общения с коллегами не только в узком кругу своего коллектива, но и на собраниях, где широко представлены различные научные школы и направления. Это позволяет увидеть тенденции развития науки, определить свое место в ней, узнать новую информацию, апробировать свои идеи, выявить их недостатки и т.д. и т.п. Без этого ученый не может состояться. Руководствуясь этими соображениями, В. А. Лихачев выступил с инициативой организации Петербургских чтений по вопросам прочности, на которых с лекциями выступали ученые – руководители научных направлений. Сейчас Петербургские чтения стали уже традиционными весенними собраниями исследователей-прочнистов из России и стран СНГ.

В дополнение ко всем прочим своим обязанностям В. А. Лихачев был дисциплинированным членом около десяти специализированных Ученых Советов в академических, образовательных и отраслевых научных учреждениях. Рецензировал по несколько статей в месяц для научных журналов. Участвовал в работе редколлегии журналов “Трение и износ”, “Известия вузов. Физика”, “Физика и химия стекла”, “Журнал технической физики”. Беспремерна его деятельность по линии оппонирования и рецензирования диссертационных работ. Бывали периоды, когда у него на руках одновременно находились три диссертации, требующие немедленных отзывов.

В 2006 году Владимиру Александровичу исполнилось бы 75 лет. Десять лет его уже нет с нами. Он ушел из жизни молодым, полным сил и новых планов. Вечная память замечательному человеку и ученому.

*С. П. Беляев*

**Из выступления В. А. Лихачева на открытии  
I Ленинградских Чтений по проблемам прочности и пла-  
стичности**

*Ленинградский Дом ученых им. М. Горького.  
13 марта 1990 г.*

Уважаемые товарищи!

Разрешите приветствовать Вас по случаю первых Ленинградских чтений по проблемам прочности и пластичности. Это мероприятие организовано Межведомственным Координационным Советом АН СССР в Ленинграде и Секцией прочности и пластичности материалов Дома ученых. По-видимому, нужно объяснить, почему такое событие, которому мы придаем особое значение, инициировано научной общественностью именно Ленинграда. Конечно, Чтения могли бы начаться и в любом другом городе, но, как мне представляется, выбор для этой цели Ленинграда наиболее естественен, а может быть и необходим.

Вы хорошо знаете, что Ленинградская школа прочнистов заслуженно занимает лидирующее положение в вопросах физики прочности и пластичности, притом не только в СССР. Ряд наших разработок существенно опередил таковые в других странах. Сошлюсь лишь на один, ставший уже классическим, пример – проблему хладноломкости. Даже спустя много лет после формулировки Н. Н. Давиденковым основных положений о причинах и закономерностях развития хрупкого разрушения, в других странах еще имели место массовые аварии, например, судов типа "Либерти", из-за неправильно принятых технических решений. Известный японский исследователь Екобори признал, что вопросы, решенные Н. Н. Давиденковым, в Японии получили развитие лишь через 30 лет.

Исторические корни учения о прочности, материаловедении, металлургии, т.е. в широком смысле слова – о природе твердого тела в рассматриваемом нами аспекте, усматриваются в далеком прошлом. Наш соотечественник Д. К. Чернов (1839–1921) в далеком 1903 году сказал, что "кусочек стали следует рассматривать как раствор". Это примерно на 20 лет опередило понятие твердого раствора. В 1916 году он же писал: "Прочность литой непрокованной стали несколько не меньше прокованной, если обе сложены одинаково!" По современным канонам сказанное эквивалентно тезису, что прочность определяется структурой (структурно чувствительна).

Чуть ранее (в 1912 г.) Д. К. Чернов опубликовал выдающуюся работу о разгаре каналов орудийных стволов, заложившую основы учения о термической усталости. В то же время он описал явление образования алмазов при закалке чугуна, содержащего графит. Лишь в последние годы этот феномен получил надлежащее развитие в работах советских ученых. В 1914 г. Д. К. Чернов заявил: "Процесс кристаллизации совершается во времени, и если мы охладим металл мгновенно, ... зафиксируется аморфное состояние (структура)!" Нужен ли пример более гениального предсказания, на полвека опередившего соответствующее научное открытие. Здесь следует напомнить, что понятие "стекло" до сих пор не содержит обоснованного толкования (от слова "стекать", по способу происхождения; то, что согласно сказанному в словаре В. Даля за 1863 год, "имеет неправильную форму, некрасиво" и т.д.).

В 1907 году в Санкт-Петербурге вышла книга П. П. Савина "Современное положение о хрупкости стали", в которой мы находим ряд удивительных вещей. Там сказано: быстрая нагрузка "локализует деформацию, что и выражается в виде хрупкости". "Нехрупкий вначале металл с течением времени, вследствие продолжительного вибрационного состояния, может приобретать хрупкое". Там же говорится о роли теплового движения частиц в формировании прочностных свойств. Заложены основы фрактографии, в частности, приводятся такие иллюстрации, которым могли бы позавидовать и наши современники. П. П. Савин формулирует удивительный тезис: "Хрупкость – не есть свойство, а состояние тела". И далее: "Хрупкость есть состояние, в каком находится тело в момент его разрушения, обусловленное кристаллографической ориентировкой частиц, обладающих минимальным запасом кинетической энергии". В книге описаны сдвиги, сдвиги по границам зерен, фигурирует величина зерна и т.д.

Ясно, что цитируемые выше сообщения сделаны нашими соотечественниками не на пустом месте, как понятно и то, что они послужили стартовой основой для научной деятельности последующих поколений ученых-прочнистов. Не случайно, что вопросам прочности придавал особое значение такой выдающийся физик-организатор, как А. Ф. Иоффе. Уже при создании Физико-технического института он предусмотрел и вопросы прочности. Институт начал свою работу в 1918 году по решению правительства, подписанного В. И. Лениным. В 1925 г. А. Ф. Иоффе пригласил в ФТИ Н. Н. Давиденкова, предложив ему возглавить отдел прочности. Одновременно была создана и кафедра соответствующего профиля в ЛПИ, заведующим которой также стал Н. Н. Давиденков. Этот выбор был исключительно удачным и привел, как известно, к созданию могущественной отечественной школы физиков-прочнистов, которая существует и в настоящее время (т.е. на протяжении 65 лет!).

Внимание к задачам прочности со стороны А. Ф. Иоффе было обусловлено, конечно, серьезными потребностями инженерно-практического характера. Но нельзя не учитывать и тот факт, что А. Ф. Иоффе был высокообразованным ученым, тонко чувствовавшим тенденции развития науки и потому, естественно, интересовавшимся непосредственно вопросами прочности. Навсегда вошла в историю знаменитая схема Иоффе для вязко-хрупкого перехода. Специалистам хорошо знакомы работы Иоффе по наблюдению астеризма на рентгенограммах деформированных кристаллов, что было правильно интерпретировано как свидетельство поворотов кристаллической решетки. Лишь примерно через полвека о роли поворотов вещества в задачах прочности вновь заговорили с заслуживающим этого вопроса вниманием. Что касается "схемы Иоффе", то она унаследована всеми последующими поколениями исследователей.

Огромное влияние на развитие учения о прочности оказал Н. Н. Давиденков. Он опубликовал более 200 работ, включая 9 книг, ряд из которых стали классическими. Анализ творчества Н. Н. Давиденкова заслуживает отдельного рассмотрения. Однако некоторые наиболее важные моменты я отражу в этом выступлении.

В 1937 году Н. Н. Давиденков опубликовал (вместе с П. С. Сахаровым) блестящую работу о влиянии наклепа на хрупкую прочность стали, в которой поставил и решил вопрос о влиянии текущих и предшествующих условий деформирования на хладоломкость. Именно эти идеи были воспроизведены через много лет для пластифицирования хрупких металлов. В 1945 г. вместе с Н. И. Спиридоновой Н. Н. Давиденков выполнил работу о напряженном состоянии в шейке, превзойти которую по экспериментальному мастерству не удастся до сих пор. Знаменитая "схема Н. Н. Давиденкова – Я. Б. Фридмана" о макроскопических разрушениях срезом и отрывом вошла в учебные пособия. Позже, ознакомившись с работами Стро, Н. Н. Давиденков предложил уникальную двухкритериальную (как теперь правильнее сказать двухуровневую) схему разрушения, которая сняла ряд парадоксов проч-

ности и которая до сих пор – более чем 30 лет после ее формулировки – не нашла должного отражения в теориях разрушения. Вместе с тем, эта схема позволяет правильно понять ряд фундаментальных явлений в задачах прочности и учитывает тот факт, что для разрушения необходимо выполнение двух критериев – по сдвиговым деформациям и по напряжениям.

Такой принципиальный вывод напрашивается еще из работ А. В. Степанова, который в 1932 г. сделал буквально эпохальное, одно из самых смелых, утверждение: "любому, в том числе хрупкому, разрушению предшествует, хотя бы малая, пластическая деформация". Этот тезис А. В. Степанова золотой строкой вписан в учение о прочности реальных твердых тел и имеет, по моему мнению, значение еще большее, чем гипотезы Гриффитса или Ирвина–Орвана.

Вернемся, однако, к работам Н. Н. Давиденкова. Он основоположник исследований по ударному нагружению, выявлению скоростного и температурного факторов на хладноломкость и прочность вообще; ему принадлежат фундаментальные работы по проблеме остаточных напряжений и дистанционным методам измерения напряжений. Структурный метод измерения напряжений до сих пор находит широкое применение. Замечу, что ряд широко используемых терминов впервые был предложен Н. Н. Давиденковым (предел прочности – ранее предел крепости; ударная вязкость – ранее прочность в запиле; упругое последствие, декремент колебаний и т.д.).

Школе Н. Н. Давиденкова свойственно стремление сочетать и объединять достижения физики, механики, металловедения, материаловедения и техники физического эксперимента.

В Ленинграде А. В. Степановым были выполнены пионерские работы по использованию метода фотоупругости на ионных кристаллах хлористого серебра для наблюдения процессов деформации и разрушения. Лишь через несколько десятилетий подобные наблюдения сделали французские ученые. Ф. Ф. Витман является основоположником исследования высокопрочных состояний стекол. В 1937 г. Л. А. Гликман опубликовал фундаментальное исследование, посвященное термической усталости сталей, положившее начало серии отечественных работ по проблеме воздействия фактора теплосмен.

Нет возможности перечислять достижения ленинградцев поименно. Отмечу лишь, что в Ленинграде созданы основы учения о термофлуктуационной природе прочности. Мы были пионерами в исследованиях брони, радиационной прочности и радиационного материаловедения. Здесь создана научная база корпусного материаловедения и прочности систем вооружений, включая задачи артиллерии и боеприпасов. Выполнены фундаментальные работы в области прочности паровых и газовых турбин, элементов летательных аппаратов, разнообразного энергетического оборудования. Исследования по проблеме коррозионно-механических свойств, водородной хрупкости, сверхнизкотемпературной прочности, сверхпластичности, ползучести и длительной прочности постоянно развиваются нашими учеными. В Ленинграде интенсивно изучают эффекты памяти формы, ротационную пластичность, сделаны фундаментальные работы в области теории дефектов и континуальной теории дефектов. Ленинградцы являются пионерами исследований оптической прочности. Здесь вскрыта ее природа и отсюда вышел сам термин "оптическая прочность". Хорошо известны работы ленинградцев в области физики дефектов, физики больших деформаций и физики границ. Здесь впервые прозвучали и получили развитие идеи о роли дисклинаций, коллективных эффектов и ротациях в задачах прочности. Здесь же были высказаны идеи о невозможности сведения проблемы прочности к одноуровневым моделям. Отмечу, что пропаганда новых идей в задачах прочности активно осуществлялась ленинградцами на протяжении последних двух десятилетий – и путем публикаций, включая монографии, и через семинары и конференции, и по-

средством организации специальных постоянно действующих семинаров (например "Актуальные проблемы прочности"). Эта деятельность дала, как мне представляется, существенный результат, обеспечив лидирующее положение отечественного учения о прочности.

Особое место в истории развития физики дефектного кристалла занимают работы А. Н. Орлова, научное творчество которого требует отдельного анализа. Большой вклад в науку о прочности внесли работы В. И. Владимирова.

Трудно перечислить имена тех исследователей-ленинградцев, которые имеют прямое отношение к вопросам прочности. В Ленинграде работали И. А. Одинг, А. И. Лурье, Ю. А. Шиманский, В. А. Степанов, С. О. Цобкалло, В. Д. Ярошевич, Е. М. Шевандин, Н. А. Шапошников, И. М. Грязнов, И. Н. Миролубов, М. В. Якутович и очень многие другие. В Ленинграде прочностью занимаются десятки крупнейших учреждений, для многих из которых она является профилирующей. Здесь сосредоточены заводы и отраслевые, академические и вузовские институты. Ленинград объединяет усилия сотен докторов-прочнистов, не считая ученых с кандидатскими степенями, число которых я не берусь оценить даже приблизительно.

Еще в январе 1932 г. по инициативе Н. Н. Давиденкова в ЛДУ был создан первый отечественный постоянно действующий семинар по прочности, который функционирует до сих пор, и на котором мы сейчас и находимся. Этой форме работы ленинградцы уделяют особое внимание. У нас работает значительное количество городских семинаров по вопросам прочности (только в ЛДУ существует две секции близкого профиля). На секции прочности и пластичности ЛДУ им. М. Горького за без малого 60 лет ее существования сделаны (с учетом проведенных ею конференций и краткосрочных семинаров) тысячи докладов по актуальным проблемам прочности. В этих мероприятиях приняли участие более 25000 слушателей. В качестве докладчиков выступали практически все более или менее известные отечественные специалисты.

Я привожу эти сведения для того, чтобы подчеркнуть мысль о естественности открытия Чтений именно в Ленинграде. Мы отдаем себе отчет в важности этого мероприятия. Напомню, что именно здесь прозвучали слова Д. К. Чернова "Без науки нет завода" в ответ на заявление директора Обуховского завода генерала А. А. Колокольцева "Завод существует не для науки". Реплика Д. К. Чернова приобретает особую ценность сейчас, когда, благодаря усилиям ряда "руководителей", отечественная наука отдана на откуп Колокольцевым через губительную хозрасчетную форму материального обеспечения, которая может привести к полному уничтожению научного потенциала страны.

Я приветствую всех присутствующих с началом нашей работы и хочу пожелать успехов.

Благодарю за внимание!



## МЕЖГОСУДАРСТВЕННЫЙ КООРДИНАЦИОННЫЙ СОВЕТ (МКС) ПО ФИЗИКЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

К 75-летию со дня рождения В.А.Лихачева  
и пятнадцатилетию работы МКС

Межгосударственный Координационный Совет по физике прочности и пластичности материалов является, очевидно, одним из наиболее важных и значимых результатов научно-организационной деятельности Владимира Александровича Лихачева – талантливого ученого, государственника и патриота.

История создания МКС началась с секции «Физика прочности и пластичности материалов», которая была организована в марте 1991г. на сессии Совета АН СССР по проблеме «Физика металлов и сплавов» в Киеве. Руководителем этой секции, в которую вошли 82 ведущих специалиста в области физики прочности и пластичности, был избран профессор Владимир Александрович Лихачев (ЛГУ, Ленинград); были избраны также три его заместителя (по регионам): профессора Орест Михайлович Ивасишин (ИФМ АН УССР, Киев), Владимир Иванович Бетехтин (ФТИ им. А.Ф.Иоффе АН СССР, Ленинград), Эдуард Викторович Козлов (Гос. архитектурно-строительный Университет, Томск).

11 марта 1992 года в С.-Петербурге во время очередных Петербургских Чтений по проблемам прочности состоялась сессия секции «Физика прочности и пластичности». На сессии по предложению В.А.Лихачева был обсужден вопрос о создании организации (Совета), способной заменить секцию в связи с прекращением существования СССР и АН СССР. Сессия постановила, что с целью координации работ в области физики прочности и пластичности материалов, сохранения и развития исторически сложившегося научно-информационного пространства в данной области знаний для государств, входивших ранее в состав СССР, создать на базе имевшейся секции Межгосударственный координационный Совет по физике прочности и пластичности материалов. Путем консультации с отсутствующими на сессии членами секции «Физика прочности и пластичности материалов», председателем МКС был единогласно избран В. А. Лихачев, а его региональными заместителями О. М. Ивасишин, В. И. Бетехтин, Э. В. Козлов. Секретарем была назначена старший научный сотрудник лаборатории В. А. Лихачева – Зинаида Петровна Каменцева.

МКС (со штаб-квартирой в С.-Петербурге) был организован как общественная, самостоятельная структура, которая не альтернативна и не подотчетна государственным, министерским и академическим институтам, власти и управления стран, входивших ранее в состав СССР.

В марте 1996 г., после проведения VII «Петербургских Чтений по проблемам прочности», ушел из жизни В. А. Лихачев – инициатор создания и первый председатель МКС. В ноябре этого же года, на XXXII конференции «Актуальные проблемы прочности» в С.-Петербурге было проведено расширенное заседание бюро МКС, на котором рекомендовалось избрать председателем МКС В. И. Бетехтина. Эта рекомендация была письменно одобрена членами МКС, которые не присутствовали на этом заседании. Членами МКС было высказано также пожелание об организации дополнительных региональных отделений МКС. Бюро МКС рекомендовало в качестве руководителей новых отделений профессоров Александра Марковича Глезера (ЦНИИЧермет, Москва) и Германа Германовича Талуца (ИФМ, Екатеринбург).

В настоящее время в состав МКС входят 118 представителей, в основном, России, Беларуси, Украины, а также Казахстана, Узбекистана, Таджикистана, Молдовы, Армении, Азербайджана, Грузии, т.е. стран СНГ. В состав МКС входят также представители Польши и Латвии. Важно подчеркнуть, что состав МКС включает веду-

щих и наиболее квалифицированных специалистов в области физики прочности и пластичности, среди которых 16 академиков и членов-корреспондентов АН России, Украины, Беларуси; 20 директоров, ректоров (или их заместителей); 55 заведующих лабораториями или кафедрами. В составе МКС – председатель комитета Совета Федерации России по науке, культуре, образованию, здравоохранению и экологии.

Основное внимание МКС уделяет организации и проведению Международных (в рамках СНГ) конференций и семинаров. Среди этих конференций одним из наиболее представительных и уникальных научных форумов, проводимых ежегодно (иногда 2 раза в год), начиная с 1980 г. в разных городах СССР, являются «Актуальные проблемы прочности». С 1992 года МКС организовал и принимал участие в проведении 19 таких конференций в С.-Петербурге (1995, 1996, 2001 гг.), Новгороде (1992, 1994, 1997, 2002 гг.), Пскове (1993, 1999 гг.), Вологде (1992, 2005 гг.), Витебске (2000, 2004 гг.), Тамбове (1998, 2003 гг.), Ухте (1992 г.), Киеве (2001 г.), Черногловке (2002 г.), Калуге (2004 г.). Особенно хотелось бы отметить, что впервые после 1992 года эти престижные конференции были проведены вне России – в Украине и Беларуси.

Несомненно, престижны конференции «Петербургские Чтения по проблемам прочности» проводимые ежегодно в Доме Ученых им. М. Горького РАН в С.-Петербурге, председателем Оргкомитета которых был В. А. Лихачев (с 1997 г. – В. И. Бетехтин). Особенно большое число участников собирали XIII «Чтения», посвященные 70-летию секции «Прочности и пластичности им. акад. Н. Н. Давиденкова» при Доме Ученых; XIV «Чтения», посвященные 300-летию С.-Петербурга; XV «Чтения», посвященные 100-летию академика С. Н. Журкова.

МКС возродил одну из старейших и представительных (собиравших до 400 участников) конференцию «Физика прочности и пластичности материалов». Эта конференция проводилась с 1960 г. раз в три года. Начиная с 1973 г., до 1995 г. конференция проходила в г. Куйбышеве (Самаре) на базе Политехнического института (ныне СамГТУ). В 2003 г. МКС провел эту конференцию в Самарской области (г. Тольятти), а в 2006 году она должна опять состояться в Самаре (СамГТУ).

Члены МКС активно участвуют в организации и проведении новых научных конференций и семинаров.

С 1992 года в Алтайском Государственном Техническом университете (Барнаул) периодически проводится Международная школа-семинар «Эволюция дефектной структуры в конденсированных средах» (руководитель – профессор М. Д. Старостенков).

Традиционный Международный семинар «Дислокационная структура и механические свойства металлов и сплавов» периодически проходит в Екатеринбурге на базе ИФМ РАН (руководитель – профессор Н. И. Носкова).

С 1996 г. на базе Тамбовского Гос. Университета им. Г. Р. Державина раз в два года проходит Международная конференция «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений» (руководитель – профессор В. А. Федоров).

Становится традиционной и престижной проводимая с 2000 г. Международная конференция «Фазовые превращения и прочность кристаллов», посвященная памяти академика Г. В. Курдюмова (инициаторы и руководители – академик Ю. А. Осипьян, профессора – А. М. Глезер и Б. Б. Страумал). Четвертая конференция пройдет в 2006 г. в Черногловке.

С 1991 г на базе Обнинского Гос. Технического университета атомной энергетики (г. Обнинск) периодически проводится конференция «Структурные основы модификации материалов методами нетрадиционных технологий» (Руководитель – профессор В. С. Хмелевская).

С 1996 г. дважды в году проходит однодневный московский семинар «Физика деформации и разрушения твердых тел» (руководители профессора А. М. Глезер и В. И. Альшиц).

В 1996 г. был организован Международный семинар «Современные материалы», посвященный памяти В. А. Лихачева (инициатор – профессор Новгородского Университета В. А. Малинин), семинар проходил в Великом Новгороде или Старой Руссе раз в два года.

На базе Сибирского Гос. Индустриального Университета периодически проходит Международная научно-техническая конференция по «Актуальным проблемам материаловедения» (руководитель – профессор В. Е. Громов).

В 2001 году в С.-Петербурге прошел Международный семинар «Мезоструктуры» (руководитель – член-корреспондент РАН В. В. Рыбин).

Гос. Университет г. Тольятти, в котором в 2002 г. прошла XV Международная конференция «Физика прочности и пластичности материалов», начал проводить раз в два года Международную школу-семинар «Физическое материаловедение» (инициатор организации – профессор А. А. Викарчук). Две такие школы уже прошли в 2004 и 2006 гг.

Следует отметить, что регулярно публикуются тезисы и материалы проводимых под эгидой МКС конференций и семинаров, кроме того, часть сделанных докладов опубликована в рецензируемых журналах (Изв. АН, сер. физ., Изв. ВУЗов и др.). Большую работу по подготовке тезисов и трудов конференции проводит секретарь МКС Е. В. Черняева (СПбГУ), которая ранее работала в тесном контакте с ушедшей из жизни З. П. Каменцевой.

МКС способствует также росту новых квалифицированных научных кадров; в подавляющем большинстве авторефератов кандидатских и докторских диссертаций (1993-2006 гг), посвященных вопросам прочности и пластичности материалов, отмечается, что их результаты докладывались на перечисленных выше и проводимых при участии МКС конференциях. Следует также отметить, что часть российских членов МКС входит в организованную в 2001 г секцию «Физика прочности и пластичности материалов» (сопредседатели А. М. Глезер, В. И. Бетехтин). Научного Совета РАН по физике конденсированных сред, председателем которого является академик Ю. А. Осипьян.

В заключение хотелось бы отметить, что созданный по инициативе Владимира Александровича Лихачева Межгосударственный координационный Совет по физике прочности и пластичности материалов преследовал, прежде всего, задачу сохранения сложившихся в СССР тесных связей различных научных школ и направлений. Сохранение и дальнейшее развитие этих связей является приоритетной задачей и нынешнего состава МКС.

*В. И. Бетехтин*

# ИЗМЕНЕНИЕ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ НАНОКЛАСТЕРОВ МЕТАЛЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ 15 ТЛ И МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ДИАМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛАХ

Моргунов Р. Б.<sup>1,2)</sup>, Осипьян Ю. А.<sup>3)</sup>, Tanimoto Y.<sup>4)</sup>,  
Шмурак С. З.<sup>3)</sup>

<sup>1)</sup> *Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка,*

<sup>2)</sup> *Оренбургский государственный университет,*

<sup>3)</sup> *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка,*

<sup>4)</sup> *Hiroshima University, Japan*

Исследование магнитоэластических эффектов в ионных и ковалентных кристаллах привело к обнаружению весьма необычных состояний парамагнитных дефектов, атомарная структура которых способна изменяться под действием магнитного поля ~ 1 Тл при температурах, близких к комнатной. В нашей работе впервые были применены методы радио- и оптической спектроскопии для идентификации этих дефектов и установления механизмов влияния магнитного поля на их состояние (а также структурно-чувствительные физические свойства кристаллов: пластичность, прочность, фотолюминесценция и т.п.). Было установлено, что в кристаллах образуются двух- и трехатомные кластеры  $\text{Eu}^{2+}$ , находящиеся в неравновесном состоянии. Эти кластеры в отсутствие магнитного поля пребывают в высокоспиновом состоянии (спины всех ионов  $\text{Eu}^{2+}$  параллельны друг другу). В присутствии магнитного поля происходит спин-зависимый переход в низкоспиновое состояние с антипараллельной ориентацией спинов. Этот переход сопровождается изменением обменного взаимодействия между ионами, что нарушает баланс сил, удерживающих кластер в равновесии. В конечном счете, это приводит к распаду кластера на отдельные диполи и последующему образованию новой атомной конфигурации кластера, слабее взаимодействующей с движущимися дислокациями. Впервые были идентифицированы объекты, на которые действует магнитное поле, установлено их спиновое состояние до и после приложения магнитного поля, а также обнаружены 3 различных механизма образования кластеров (в режиме термо-диффузионного агрегирования, при распаде крупных кластеров во время пластической деформации, при агрегировании диполей в окрестности ядер движущихся дислокаций). Последнее обстоятельство позволило предложить универсальный механизм для объяснения так называемых «статических» и «динамических» магнитоэластических эффектов, происхождение которых ранее считалось различным.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант N 04-02-17576), Japanese Society for the Promotion of Science (grant N P 05388), а также Фонда содействия отечественной науке.*

## ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Бетехтин В. И., Слуцкер А. И., Кадомцев А. Г.

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

[Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru](mailto:Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru)

Проведено исследование влияния ряда механических воздействий на магнитные свойства металлических аморфных сплавов (АС). В качестве механических воздействий были выбраны прокатка и высокое гидростатическое давление. Изучалось изменение двух магнитных характеристик сплавов – максимальной ( $B_m$ ) и остаточной индукции  $B_r$ .

Исследование проводилось на двух магнитных аморфных сплавах – широко используемый железо-никелевый сплав 20НСР и достаточно новый сплав АМАГ200. В качестве методов исследования структуры были использованы: малоугловое рассеяние рентгеновских лучей (МРР), большеугловая рентгеновская дифракция, прецизионное измерение плотности, электронная микроскопия. Магнитные характеристики определялись путем регистрации петли гистерезиса.

Величина гидростатического давления достигала 1,5 ГПа, деформация прокатки до 10%, температура отжига до 700 К.

Проведенные исследования показали, что оба воздействия (прокатка, давление) повлияли на изучаемые магнитные характеристики  $B_m$  и  $B_r$ . Однако степень воздействия и его знак для этих обработок оказались разными. Прокатка на 5 и 10% привела к увеличению  $B_r$  и уменьшению  $B_m$ , причем, эти величины изменились в 2–3 раза. Воздействие гидростатическим давлением привело, напротив, к росту  $B_m$  и падению  $B_r$ . Изменение этих величин составило 15–20%.

Полученные результаты говорят о том, что прокатка и давление по-разному влияют на структуру аморфных сплавов.

Анализ экспериментальных данных исследования структуры аморфных сплавов после прокатки и давления показал, что в обоих случаях аморфное состояние сплавов сохранялось. Различие этих обработок заключается, по-видимому, в том, что после воздействия давления дефектность материала понижается, а после прокатки повышается.

И, действительно, МРР и дилатометрические исследования показали, что нанопористость АС после давления существенно (в 2–3 раза) понизилась. Прокатка вызывает в аморфном сплаве высокие внутренние напряжения, связанные, в частности, с появлением многочисленных полос локализованного сдвига. Поровая структура при этом также изменилась, но роль этого изменения, по-видимому, невелика.

Обнаружены также заметные различия в кинетике изменения магнитных свойств при отжиге прокатанных и задавленных образцов. Полученные данные обсуждаются с позиций модели структурной релаксации, связанной с изменением поровой структуры; с отжигом внутренних напряжений и процессом поверхностной кристаллизации аморфного сплава.

*Работа выполнена при финансовой поддержке по Программе фундаментальных исследований Президиума РАН П-28 (проект 2.18).*

## ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АМОΡФНЫХ СПЛАВОВ

Зайченко С. Г., Качалов В. М., Глезер А. М.

*ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, ИМФМ, Москва*  
[glezer@imph.msk.ru](mailto:glezer@imph.msk.ru)

Низкотемпературное термоциклирование является дестабилизирующим воздействием для аморфных металлических сплавов (АМС) как систем, находящихся в состоянии метастабильного равновесия. Изменение после низкотемпературной обработки (НТО) топологического и химического ближнего порядка, подтвержденное дифракцией тепловых нейтронов и изменением сечения их рассеяния, а также мессбауровскими, магнитооптическими и спектрэллипсометрическими исследованиями, обуславливает формирование материала АМС с механическими свойствами, отличными от исходных.

Экспериментальные исследования как бинарных, так и многокомпонентных АМС свидетельствует о снижении предела текучести, напряжения течения и, для некоторых АМС – увеличении модуля Юнга. Степень изменения механических характеристик АМС зависит, прежде всего, от их состава и параметров НТО, а также перегрева расплава. Разработана экспериментальная методика для получения основных механических характеристик АМС и осуществлено ее программное обеспечение.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ НА ВЕЛИЧИНУ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО $\Delta T$ -ЭФФЕКТА

Зайченко С. Г., Рот С.\*, Глезер А. М.

*ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, ИМФМ, Москва*  
[glezer@imph.msk.ru](mailto:glezer@imph.msk.ru)

*\* Институт физики твердого тела, Дрезден, Германия*

Низкотемпературный  $\Delta T$ -эффект представляет необратимое изменение структуры и физических свойств аморфных металлических сплавов (АМС) после низкотемпературной обработки (НТО). Магнитные характеристики АМС являются наиболее чувствительными к низкотемпературному термоциклированию, поэтому они были выбраны в качестве меры, отражающей изменение свойств материала после НТО. Аморфный сплав “Файнмет” после низкотемпературного термоциклирования, оптимальная продолжительность которого составляет 2–5 часов при температуре жидкого азота (77 К), демонстрирует изменение коэрцитивной силы не менее, чем на 30% (максимальные значения  $\approx 60\%$ ) при практически неизменной индукции насыщения. После предварительных отжигов при температуре  $T = 393$  К продолжительностью  $\tau = 0,5; 1$  и  $2$  часа и последующей НТО ( $T = 77$  К,  $\tau = 2–5$  час) ожидалось уменьшение коэрцитивной силы  $H_c$ , поскольку изменения  $P_c$  пропорциональны перепаду темпе-

ратур, однако последняя, как и индукция насыщения, практически не изменилась. Этот результат объясняется релаксацией внутренних напряжений при вылеживании сплава в течение 10 лет. Исследования релаксации напряжений показали, что они уменьшаются в  $e$  раз пропорционально  $\exp[U/RT]$ , где  $U$  – энергия активации,  $R$  – универсальная постоянная,  $T$  – температура; а за 10 лет они спадают практически до нуля. Температура предварительных отжигов ( $T = 393$  К) находится ниже температуры структурной релаксации, однако при нагреве в материале исследованного АМС возникают напряжения, обусловленные различием коэффициентов температурного расширения аморфной матрицы и неоднородностей, например ассоциатов, характеризующихся ковалентными связями. Поэтому, как показали оценки, несмотря на повышение уровня термоупругих напряжений при НТО на величину  $\approx 30\%$ , их величины недостаточно на компенсацию полей дополнительных напряжений вследствие нагрева АМС и разрушение их источников – неоднородностей различной природы, всегда присутствующих в лентах АМС. Таким образом, максимального воздействия температурного термоциклирования следует ожидать, когда внутренние напряжения полностью срелаксируют, а энергия термоупругих напряжений будет полностью расходоваться только на разрушение неоднородностей. Этот результат является одним из аргументов, подтверждающих разработанную физическую модель низкотемпературного  $\Delta T$ -эффекта.

## МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ ПРИ ПЕРЕХОДЕ ИЗ АМОРФНОГО В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ

Глезер А. М., Пермякова И. Е.

*ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, ИМФМ, Москва*  
[glezer@imph.msk.ru](mailto:glezer@imph.msk.ru)

В настоящее время актуальной задачей металловедения является, вне зависимости от конкретного механизма кристаллизации аморфных сплавов (АС), выявление оптимальных условий их обработки для получения возможности формирования аморфно-кристаллической системы, обладающей уникальным сочетанием эксплуатационных характеристик.

Объектами исследования являлись АС на основе кобальта –  $\text{Co}_{75,4}\text{Fe}_{3,5}\text{Cr}_{3,3}\text{Si}_{17,8}$  (толщина ленты  $h = 30$  мкм) и на основе железа –  $\text{Fe}_{60,8}\text{Co}_{20,2}\text{B}_{1,4}\text{Si}_{1,5}$  ( $h = 20\text{--}23$  мкм). С помощью метода микроиндентирования удалось установить поведение вязкости разрушения ( $K_{Ic}$ ) АС в ранее недоступной для других методов области – температурном интервале, включающем вязко-хрупкий переход, температуры стеклования и начало кристаллизации.

При вязко-хрупком переходе наблюдается резкое трехкратное падение величины трещиностойкости. При последующих температурах изотермического отжига  $K_{Ic}$  выходит на насыщение, принимая приблизительно одинаковые значения, т.к. пластичность АС околонулевая, и основной вклад в энергию разрушения вносит энергия образования берегов магистральных трещин (вклад полос сдвига минимален), слабо зависящая от температуры.

В экспериментах на АС  $\text{Co}_{75,4}\text{Fe}_{3,5}\text{Cr}_{3,3}\text{Si}_{17,8}$  при приближении к температуре кристаллизации ( $T_{кр} = 823$  К) наблюдается небольшое увеличение  $K_{Ic}$ . По данным независимых исследований, ранее установлено, что для этого сплава существует область спада микротвердости и возрастания микропластичности, соответственно, в

диапазоне температур 750–823 К [1]. Пластифицирующий эффект связан тем, что в ходе выпадения в аморфной матрице дисперсных частиц на основе кобальта, их оптимального распределения, увеличения объемной доли в процессе высокотемпературного отжига, затрудняется распространение трещины, т.к. ее развитие при «встрече» с каждой частицей имеет свою определенную ориентированность.

Вблизи температуры термической обработки 450 К наблюдается максимум плотности полос деформации. Подвергая АС низкотемпературному отжигу при оптимально подобранной температуре, можно реализовать максимальную микропластичность, которая требуется в определенных условиях эксплуатации материала. Снижение длины ( $L$ ) и плотности полос сдвига ( $\rho$ ) при увеличении температуры обусловлено формированием областей повышенной корреляции в расположении атомов. Это, по существу, означает, что образованный на стадии структурной релаксации ближний порядок приводит к росту степени локализации деформации при неомогенном пластическом течении. Полное исчезновение картин пластической деформации наблюдается лишь при начале процессов активной кристаллизации ( $\sim 750$  К), начинающейся с поверхности и распространяющейся вглубь образцов. Перегибы на графиках  $L$ ,  $\rho(T)$  в области температуры 635 К соответствуют вязко-хрупкому переходу АС.

На основе полученных результатов можно констатировать, что предложенный метод оценки локальной пластичности, основанный на микроиндентировании лент АС, дополняет метод макроиспытаний на изгиб –  $U$ -метод, поскольку является более структурочувствительным. Он позволил установить немонотонный характер изменения плотности полос деформации при низкотемпературном отжиге в отличие от  $U$ -метода, а также зафиксировать чувствительность геометрии полос сдвига к состоянию аморфной матрицы.

1. Федоров В.А., Ушаков И.В., Пермякова И.Е. / Особенности изменения механических свойств и кристаллизация отожженного металлического стекла на основе кобальта // Металлы – 2004. – № 3. – С. 108-113.

## **МЕХАНОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ КВАРЦА И ПОЛИМЕРОВ О СТАЛЬ**

**Веттегрень В. И., Щербаков И. П., Мамалинов Р. И.**

*Физико-Технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург*  
[Victor.Vettegren@mail.ioffe.ru](mailto:Victor.Vettegren@mail.ioffe.ru)

В настоящее время для работы узлов сухого трения прецизионного машиностроения начали использовать антифрикционные полимерные материалы. Однако механизм сухого трения на атомном уровне до сих пор исследован слабо. В данной работе изложены результаты исследования кинетики и статистических закономерностей выделения сигналов механолюминесценции при сухом трении кварца и антифрикционных полимеров о сталь. Получены спектры механолюминесценции. Исследованы зависимости кинетики накопления и амплитудных распределений механолюминесценции от нагрузки при комнатной температуре.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 05-08-01216а).*



# НОВЫЕ МЕТОДИКИ ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ

Мильман Ю. В.

*Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина*  
[milman@ipms.kiev.ua](mailto:milman@ipms.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 определения комплекса механических свойств (предел текучести, прочность, пластичность, модуль Юнга, температура хладноломкости, вязкость разрушения и др.). 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.

В докладе освещены следующие новые методики индентирования.

1. Методика определения характеристики пластичности. В качестве характеристики пластичности  $\delta_n$  используется безразмерный параметр – доля пластической деформации в общей упруго-пластической деформации под индентором. Значения  $\delta_n$ , полученные экспериментально, соответствуют представлениям о пластичности материалов, которые сложились из изучения характера их межатомной связи и измерений других механических свойств. Однако измерение параметра  $\delta_n$  впервые позволило сопоставить пластичность ряда материалов, которые обычно считают хрупкими, но при нагружении индентором в них идет упруго-пластическая деформация без макроскопического разрушения.
2. Методика построения кривых деформации. В этой методике используется набор алмазных инденторов с различными углами заточки. Кривые деформации могут быть построены как для металлов, так и для таких хрупких материалов, как керамики.
3. Термоактивационный анализ процесса пластической деформации (по температурной зависимости твердости) с определением энергии активации и активационного объема.
4. Твердость по глубине внедрения (нанотвердость). Методика определения нанотвердости и модуля Юнга.
5. Исследование подвижности дислокаций в кристаллах путем изучения длины дислокационных трасс вокруг отпечатка твердости.

# ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ ДВОЙНИКУЮЩИХСЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ХРОМА МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ И АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

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

*Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина*  
[irina@ipms.kiev.ua](mailto:irina@ipms.kiev.ua)

Известно, что легирование металлов VIA группы элементами, расположенными правее в периодической системе, значительно увеличивает склонность к двойникованию. При этом наблюдается несомненная корреляция склонности к двойникованию с энергией дефекта упаковки и плотностью состояний на поверхности Ферми.

Настоящее исследование выполнено на сильно двойникующихся сплавах системы Cr–Mn (Cr–50%Mn и Cr–42%Mn) и Cr–Re (Cr–18%Re и Cr–35%Re), в которых двойникование существенно меняет их механическое поведение.

Впервые изучен механизм пластической деформации интенсивно двойникующихся в процессе деформации сплавов системы Cr–Mn и Cr–Re методом индентирования. При стандартных механических испытаниях эти сплавы разрушаются хрупко. Применение разработанной методики индентирования с использованием набора пирамидальных алмазных инденторов с различными углами при вершине позволило получить кривые деформации  $\sigma - \epsilon$  (при нагрузках на индентор 1 Н и 5 Н), вплоть до значений  $\epsilon = 34 \%$ , а также охарактеризовать пластичность этих сплавов. При увеличении степени деформации увеличивается количество двойников вокруг индентора, а расстояние между двойниковыми прослойками в наиболее сильно двойникующемся сплаве Cr–42%Mn снижается до 2 мкм, при этом двойниковые прослойки ограничивают длину плоскости скольжения. Двойникование усиливается при увеличении нагрузки на индентор. Это приводит к впервые обнаруженному аномальному эффекту – росту твердости при увеличении нагрузки на индентор. Деформационное упрочнение в двойникующихся сплавах имеет на первой стадии параболический характер (показатель деформационного упрочнения  $n \approx 0,5$ ), что характерно для дислокационного механизма деформации скольжением. Процесс двойникования ограничивает длину плоскости скольжения и увеличивает коэффициент деформационного упрочнения. Таким образом, даже в сильно двойникующемся сплаве основным механизмом пластической деформации является скольжение, хотя двойникование приводит к ряду специфических особенностей процесса деформации.

Исследование акустической эмиссии в процессе индентирования (при нагрузке на индентор 85 Н) показало, что в сильно двойникующихся сплавах количество регистрируемых событий АЭ увеличивается от 30 для сплава Cr–0,3Y до 1500 для Cr–42%Mn. Обнаружено, что количество осцилляций на одно событие (осц/соб) для двойникующихся сплавов растет с ростом длины двойника и составляет 50 осц/соб для Cr–50%Mn, где двойники наиболее крупные с размером 150 мкм, и 10–12 осц/соб для Cr–42%Mn, где средний размер двойников существенно меньше и составляет 30 мкм. Для сплава Cr–0,3Y, в котором двойникование при индентировании отсутствует, количество осц/соб составляет 3–4. С ростом скорости нагружения при индентировании количество систем двойникования увеличивается и двойникование идет более интенсивно.

## ПРОБЛЕМА РАДИАЦИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ В МЕХАНИКЕ МАТЕРИАЛОВ

Арутюнян Р. А., Морозов Н. Ф.

*Санкт-Петербургский государственный университет, Россия*

[Robert.Arutyunyan@paloma.spbu.ru](mailto:Robert.Arutyunyan@paloma.spbu.ru)

В механике материалов выполнен значительный объем исследований по проблеме деформационного разрыхления, охрупчивания и разрушения металлических материалов в условиях высокотемпературной ползучести и сформулированы соответствующие критерии длительной прочности. В то же время в рамках механики материалов уделяется недостаточное внимание проблеме прогнозирования длительной прочности кристаллических тел, работающих под воздействием радиационного облучения. При радиационном воздействии на металлические материалы частицами высоких энергий наблюдается существенное изменение большинства механических характеристик. Наблюдается низкотемпературное и высокотемпературное радиационное охрупчивание, радиационная ползучесть, радиационное распухание. Степень распухания зависит от температуры, величины деформации и интенсивности облучения. В опытах наблюдается немонотонная зависимость величины распухания от температуры и напряжения. Установлено, что максимальная величина распухания соответствует пределу текучести материала. В докладе отмеченные вопросы радиационной поврежденности обсуждаются с позиций механики материалов. Формулируются уравнения теории ползучести и критерия длительной прочности, описывающие процессы радиационной поврежденности. В частном случае, при отсутствии внешних напряжений предложенная система уравнений способна описать эффекты чисто радиационной ползучести, радиационного распухания и разрушения.

Особое внимание уделяется методическим и практическим вопросам определения характеристик охрупчивания. Можно выделить два направления экспериментальных исследований по изучению охрупчивания металлических материалов. Работы по первому направлению относятся к оценке “хрупкости” в условиях ударного нагружения путем определения количества поглощенной энергии при разрушении образца с трещиной методами Шарпи, Изода и др., а также опыты по изучению вязкости разрушения. Второе направление является традиционным, когда изучается степень охрупчивания сплошных образцов. В этом случае в качестве характеристик охрупчивания используются остаточное относительное удлинение при разрыве и остаточное относительное сужение после разрыва. Как следует из наших представлений, традиционное определение этих параметров, принятое в курсах сопротивления материалов, в монографиях и многочисленных публикациях по разрушению, не является вполне корректным, соответственно, не может характеризовать реальную степень охрупчивания. Исходя из физических и геометрических рассмотрений, в докладе будут сформулированы точные зависимости для этих характеристик с методическими указаниями по их экспериментальному определению.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований (проект № 06-01-00593).*

Р.А.Арутюнян, Н.Ф.Морозов. Механика деформационного разрыхления, радиационного распухания, охрупчивания и длительного разрушения металлических материалов // Труды VI Междунар. конф. «Научно-технические проблемы прогнозирования надежности и долговечности конструкций и методы их решения», 14-17 июля 2005. – СПб: изд-во СПбГПУ, 2005. – С. 43-51

## ХАРАКТЕРИСТИКИ ДВОЙНИКОВАНИЯ, СОПУТСТВУЮЩЕГО РАЗРУШЕНИЮ ОЦК СПЛАВА Fe+3,25%Si

Федоров В. А., Плужникова Т. Н., Плужников С. Н., Кириллов А. М.

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

Наряду со скольжением, двойникование – один из распространенных видов пластической деформации металлов с различными типами решеток. Информация о влиянии двойникования на процесс разрушения крайне интересна и полезна, т.к. до настоящего времени одни исследователи считают двойникование опасным в плане инициирования микроразрушений, другие склонны приписывать ему свойство пластифицировать материал.

Цель работы: установить влияние скорости нагружения и температуры на количественные характеристики двойникования, сопутствующего разрушению поликристалла.

Для проведения исследований использовали поликристаллический ОЦК сплав Fe+3,25%Si (диаметр зерна от 0,2 до 4,5 мм). Растяжение поликристаллических образцов проводили со скоростями деформирования от  $1,3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  до  $7 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$  (разрывная машина Instron) при температуре 290 К.

Исследования показали, что в изучаемом интервале скоростей при температуре 290 К количество двойников возрастает с увеличением скорости деформирования. Установлено существование критической скорости  $\dot{\epsilon}_{кр}$  (порядка  $2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ ), при более низких скоростях сопутствующее двойникование не наблюдается. Получены зависимости критической температуры, при которой в зерне не наблюдается двойникования, от размера зерна при разных скоростях нагружения [1]. При увеличении скорости нагружения угол наклона прямых  $T = f(d)$  к оси абсцисс увеличивается. Экстраполируя зависимости  $T = f(d)$  в область более высоких температур получили «вер» прямых с общим полюсом.

Значения координат полюса показывают, что в данном материале при температуре  $T = 520 \text{ К}$  зерно с размером  $d \approx 1,1 \text{ мм}$  является «характерным» при любых скоростях нагружения и хрупко-вязкое разрушение поликристалла Fe + 3,25%Si с такими зернами не следует связывать с двойникованием.

Существование минимальной скорости деформирования, вызывающей двойникование, связано с динамической устойчивостью зародышей двойникования, формирующихся по механизму Пристнера–Лесли. При малых скоростях деформирования зародыши диссоциируют на скользящие дислокации, тогда как при больших скоростях деформирования релаксация напряженного состояния происходит преимущественно двойникованием, так как мал промежуток времени деформирования в сравнении с инкубационным периодом активации диссоциации зародыша двойника.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).*

1. Федоров В.А., Плужников С.Н., Королев А.П. Двойникование, сопутствующее разрушению моно- и поликристаллического ОЦК-сплава Fe+3,25%Si в интервале температур 77-473 К // Вестник Тамбовского государственного университета., 1998. – Т. 3, № 3. – С. 251-253.

## ИЗМЕНЕНИЕ ДЛИН ПРОБЕГОВ ДИСЛОКАЦИЙ В ЦГК ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МАЛЫХ ДОЗ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Плужникова Т. Н., Федоров В. А., Кириллов Р. А., Чиванов А. В.

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

Воздействие больших доз рентгеновского излучения на ионные кристаллы и связанные с этим эффекты неоднократно рассматривались в литературе. Влияние малых доз рентгеновского излучения на вещество исследовано не достаточно полно и зачастую приводит к эффектам с противоположным знаком.

В работе исследовали влияние малых доз рентгеновского ( $D = 1-6$  мрад) излучения на пластичность ионных кристаллов.

Исследования проводили на оптически прозрачных монокристаллических образцах LiF размером  $2 \times 5 \times 15$  мм с количественным содержанием примесей  $10^{-2}-10^{-3}$  вес %. Дислокации в кристалл вводили воздействием индентора микротвердомера ПМТ-3. Для выявления дислокационной структуры использовали метод химического травления.

В первой серии опытов образцы с введенными дислокациями и выявленной дислокационной структурой подвергались воздействию внешней механической нагрузки, составляющей  $3 \cdot 10^5 - 9 \cdot 10^5$  Н/м<sup>2</sup>.

Во второй серии образцы подвергались одновременному воздействию механического нагружения и малых доз рентгеновского излучения. Для облучения монокристаллических образцов была использована установка ДРОН – 0,5 с медным анодом (длина волны  $\lambda = 1,54 \text{ \AA}$ ), время облучения 5 мин. Поглощенная доза, при этом составила  $9,8 \cdot 10^{-4}$  рад.

После повторного травления по появлению остроконечных и плоскодонных ямок выявлялись пробеги винтовых и краевых дислокаций.

Экспериментально наблюдалось увеличение длины пробега краевых и винтовых дислокаций в лучах розеток. Установлено, что длина лучей дислокационных розеток при комплексном воздействии механической нагрузки и рентгеновского излучения была ~ на 20% больше, чем длина лучей полученных при действии одной механической нагрузки. Наблюдаемый эффект, по-видимому, связан с изменением условий движения дислокаций, в частности, за счет снижения стартовых напряжений.

Предложен механизм понижения стартовых напряжений дислокаций в ЦГК при воздействии малых доз рентгеновского излучения; заключающийся в том, что малые дозы рентгеновского излучения могут вызывать распад дивакансий и приводить к образованию экситонов, которые, взаимодействуя с дислокацией, способствуют огибанию ей стопоров. Вместе с тем, рентгеновское излучение приводит к образованию радиационных дефектов, из чего следует, что эффект разупрочнения будет наблюдаться до тех пор пока  $N_0 \geq N_p$  (где  $N_p$  – число распадающихся дефектов, а  $N_0$  – число образующихся дефектов), а соответствующие этому условию дозы рентгеновского излучения можно считать малыми.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).*

## ПЛАСТИЧНОСТЬ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ УФ ИЗЛУЧЕНИЯ

**Федоров В. А., Чемеркина М. В., Плужникова Т. Н., Кириллов Р. А.**

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

Исследовалось влияние УФ излучения на величину предела текучести кристаллов NaCl и LiF. Для этого три идентичных образца подвергали следующим испытаниям: первый – контрольный, подвергали сжатию на машине Instron – 5565, второй – сжатию и одновременно облучали УФ, а третий – предварительному облучению в течение 3 минут, с последующим нагружением, не прекращая облучения.

Выявлено, что при одновременном УФ облучении и нагружении кристаллов наблюдается разупрочнение материала. Предел текучести достигается при меньших значениях напряжений, что может быть связано с более легким движением дислокаций и объясняется с позиций дислокационно-экситонных взаимодействий. При предварительном же облучении материала наблюдается обратный эффект – кристалл упрочняется.

Во второй серии экспериментов исследовали движение дислокаций в лучах дислокационных розеток, получаемых при индентировании ЩГК на ПМТ-3. Для выявления начального и конечного положения дислокаций использовался метод двойного травления.

Установлено, что индентирование и одновременное облучение образцов ультрафиолетом влияет на величину пробега головных дислокаций в дислокационных розетках, как краевой, так и винтовой ориентаций.

Отмечено, что влияние УФ облучения неравноценно для различных времен экспозиции. При малых временах (до 5 минут) величина пробега возрастает. Длина лучей увеличивается на  $\approx 50\%$ . При дальнейшем увеличении времени воздействия ультрафиолетового излучения длина лучей сокращается до размеров, соответствующих нагружению без облучения.

В третьей серии экспериментов исследовали релаксационное подрастание упругого двойника в кристаллах исландского шпата без воздействия и при воздействии УФ облучения. Отмечен более интенсивный рост упругого двойника в облучаемых кристаллах.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).*



## МУАРОВЫЕ КАРТИНЫ ДЕФЕКТОВ ПРОВОДНИКОВ, ПОЛУЧЕННЫЕ ЭЛЕКТРОННО-ОПТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Плужникова Т. Н.\*, Лимонов Д. Н., Иванов В. М., Лановая А. В.

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

Современная эксплуатация проводников в различных устройствах радиоэлектронной и измерительно-силовой техники связана со все более повышенными потоками электромагнитной энергии, которые концентрируясь на дефектах, создают критические ситуации, приводящие к изменению физико-механических свойств проводников и их разрушению. Наблюдение и контроль поведения дефектов возможны с помощью электронно-оптического муара, который может быть получен на магнитных полях рассеяния в малых околодефектных объемах при наличии в проводниках токов проводимости.

Предлагается метод исследования микрообъемных магнитных полей на дефектах по электронно-оптическим муаровым картинам. Связь муаровых узоров с топологией полей и наличием дефектов осуществляется с помощью предложенной физико-математической модели, которая описывает усиление магнитного поля дефектами типа отверстий и трещин и характеризующей геометрические размеры активирующей зоны.

Получены электронно-оптические муаровые картины на различных по размерам дефектах: центральных отверстиях и трещинах. Найдены информационные параметры муаровых узоров в виде фрактальной размерности и коэффициента асимметрии изображения, по которым можно судить о наличии дефектов в проводниках и их геометрических параметрах, а, следовательно, о критических потоках электромагнитного поля, приводящих к механическому разрушению.

Разработана информационно-измерительная система на базе предложенных критериев, характеризующая электронно-оптические муаровые картины на магнитных полях рассеяния в малых объемах, которая включает аппаратные средства цифровой фототехники и персонального компьютера.

Показано взаимное соответствие концентраций напряженности магнитного поля и механического поля напряжений на отверстиях и трещине, найденное в виде решения упругой задачи плоского напряженного состояния полубесконечной металлической пластины. Рассмотрен вопрос связи коэффициента интенсивности напряжений, как одного из критериев разрушения с коэффициентом асимметрии и фрактальной размерностью электронно-оптических муаровых картин. Экспериментально установлено, что такую связь можно получить путем предложенной фильтрации изображения муаровых узоров в информационно-измерительной системе, для чего разработана методика обработки муаровых картин магнитного поля рассеяния проводников с отверстием и трещиной.

Показано, что коэффициент асимметрии и фрактальная размерность муаровых картин могут служить мерой оценки исследуемого вокруг дефектов магнитного поля.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).*

# РОСТ И РАСТВОРЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ В АМОРФНОЙ ФАЗЕ LiF ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИЗЛУЧЕНИЯ ВИДИМОГО ДИАПАЗОНА

Стерелюхин А. А., Федоров В. А., Карьев Л. Г.

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

Работа посвящена исследованию процесса фотостимулированной кристаллизации аморфного вещества, образующегося на поверхностях LiF в условиях нагрева и одновременного воздействия стационарного электрического поля.

При протекании ионного тока через щелочно-галогидный кристалл при одновременном нагреве до предплавильных температур на поверхностях кристаллов различной кристаллографической ориентации появляются структурные изменения в виде капель неопределенной формы, находящихся в аморфном состоянии. В экспериментах наблюдали окраску аморфной фазы.

Локальное облучение в видимом диапазоне интенсивностью  $E \sim 1-10$  кд/см<sup>2</sup> при комнатной температуре вызывает в объеме аморфного вещества вблизи поверхности образца обратимый многократный рост кристаллов со скоростью движения фронта 0,1-3 мкм/с. Кристаллизация происходит послойно, а образующиеся кристаллы наиболее часто растут в форме игл. Рост кристаллов происходит также в полной темноте при комнатной температуре при длительном вылеживании (>60 суток).

В интервале температур, соответствующих собственной проводимости, катионы металла мигрируют в направлении поля. Ионы галоида при этом остаются неподвижны. На поверхностях образуется заряд, как результат обеднения или пресыщения приповерхностных слоев кристалла положительными ионами. Незначительное влияние на накопление заряда оказывает различная скорость испарения компонент матрицы, вызванная различным давлением насыщенных паров составляющих кристалл элементов при температурах близких к температуре плавления.

Эти процессы приводят к нарушению стехиометрического состава поверхности. Масспектрографические исследования аморфного вещества показали, что его элементный состав соответствует составу матрицы. При понижении температуры до комнатной в LiF избыточные ионы взаимодействуют между собой, и аморфное вещество представляет собой раствор Li<sub>2</sub> или F<sub>2</sub> в LiF для положительно и отрицательно заряженных поверхностей соответственно. При этом вещество новообразований становится электронейтральным.

Основным механизмом ответственным за быструю кристаллизацию является фотостимулированный механизм образования свободных атомов.

Под действием излучения ближнего ИК и видимого диапазонов ( $\lambda < 11,3 \cdot 10^{-7}$  м для Li<sub>2</sub> и  $\lambda < 7,77 \cdot 10^{-7}$  м для молекулы F<sub>2</sub>) образовавшиеся молекулы диссоциируют. В частности, молекулы лития распадаются:  $Li_2 + h\nu \rightarrow 2Li^+ + 2 F\text{-центра}$ . F-центры могут занимать места недостающих ионов фтора и, как следствие, в аморфной фазе возможен быстрый неконтролируемый рост кристаллов вблизи поверхности образца. Матрица образующихся кристаллов неустойчива и разрушается при изменении условий наблюдения (изменение интенсивности освещения при фокусировке и расфокусировке светового пучка и т.д.).

Кристаллизация новообразований при длительном вылеживании при комнатной температуре в полной темноте обусловлена восстановлением стехиометрии за счет обратной миграции избыточных ионов и взаимодействием молекул лития и фтора с воздухом.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).*



# СТРУКТУРНО-СКЕЙЛИНГОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В АНСАМБЛЯХ ДЕФЕКТОВ И НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СЛОЖНЫХ СИСТЕМ

Наймарк О. Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия*  
[naimark@icmm.ru](mailto:naimark@icmm.ru)

Развитая статистика конденсированных сред с мезодефектами позволила определить вид параметров порядка и предложить неравновесный потенциал (неравновесная свободная энергия) как обобщение разложения Гинзбурга–Ландау по тензору плотности дефектов и структурному параметру скейлинга. Принципиальным моментом в обобщении подхода Гинзбурга–Ландау является определение условий термализации существенно неравновесной мезоскопической системы в терминах параметра структурного скейлинга и определения эффективных температур неравновесного состояния. Кинетика указанных параметров порядка определяет релаксационную способность материала при формировании пластических сдвигов и переходах от дисперсного к макроскопическому разрушению. Нелинейность неравновесного потенциала приводит к зарождению коллективных мод дефектов с большими характерными релаксационными временами и, как следствие, «подчинению» динамики наблюдаемых переменных (напряжение, деформация, скорость деформации) динамике коллективных мод в ансамблях дефектов. Это, по-видимому, и является физическим механизмом устойчивости (автомодельности) пластического волнового фронта в металлах (данные Barker и Grady) и эффекта задержки разрушения – «волн разрушения» в стеклах и керамиках. Термодинамические и кинетические свойства ансамблей мезоскопических дефектов исследовались с целью объяснения активационных механизмов пластической деформации в диапазоне скоростей деформации  $10^{-3} - 10^7 \text{ с}^{-1}$  и структуры волновых фронтов.

Экспериментально и теоретически проведено определение характеристик структурной восприимчивости армко-железа и меди в терминах «эффективных температур дефектной подсистемы» на основе обобщения флуктуационно-диссипативной теоремы и использования данных количественной профилометрии морфологии поверхности деформированных образцов с использованием интерферометра-профилометра высокого разрешения New View. Корреляционный анализ поверхностного рельефа, индуцированного локализованными сдвигами, формирующимися при развитии дислокационных субструктур, и использование развитого авторами обобщения флуктуационно-диссипативной теоремы применительно к определению деформационной восприимчивости позволили установить связь между термодинамической температурой и масштабами структурной релаксации, а также определить пороговые масштабы, для которых необходимо введение «эффективных температур». Проведенный анализ позволяет сделать вывод о возможности классификации механизмов структурной релаксации и морфологии структуры материалов в различных состояниях (квази-хрупком, вязком, субмикрорекристаллическом) в терминах обобщенной восприимчивости, связанной с «эффективной температурой» мезоскопической дефектной подсистемы. Предложены методы корреляционного анализа, основанные на спектральном представлении данных динамических измерений сопротивления деформированию и морфологии поверхности разрушения с учетом различной природы коллективных мод, сопровождающих процессы пластической релаксации и перехода к разрушению.

Обсуждается возможная связь динамики коллективных мод ансамблей дефектов с механизмами некоторых биологических систем.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 04-01-96009-р2004урал\_а, № 05-01-00863-а).*

## **ДИФФУЗИОННО-КОНТРОЛИРУЕМЫЕ ПРОЦЕССЫ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН И ПЛАСТИЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ**

**Колобов Ю. Р., Липницкий А. Г.**

*Белгородский государственный университет, Белгород*

[kolobov@bsu.edu.ru](mailto:kolobov@bsu.edu.ru)

Рассмотрены характерные закономерности развития диффузии и диффузионно-контролируемых процессов (зернограничного проскальзывания, дислокационной аккомодации и миграции границ зерен) в ультрамелкозернистых металлах и сплавах с ОЦК и ГЦК кристаллическими решетками при отжигах и ползучести. Обсуждаются особенности проявления эффекта активации зернограничного проскальзывания направленными диффузионными потоками атомов по границам зерен. Анализируется взаимосвязь и взаимовлияние процессов диффузии, проскальзывания и миграции границ зерен, как факторов, определяющих развитие пластической деформации в рассматриваемых условиях.

Проводится анализ экспериментальных результатов по изучению влияния состояния границ зерен на величину коэффициентов зернограничной диффузии и механизмы ползучести объемных наноструктурных металлов. Рассматриваются физические причины значительного (на несколько порядков величины) увеличения прочности границ зерен в металлических поликристаллах в наноструктурном состоянии в сравнении с соответствующими для крупнозернистого состояния. Методом молекулярной динамики исследуется пластическая деформация модельных нанокристаллических образцов меди с разной степенью неравновесности границ зерен. Показано, что уникальные свойства объемных наноструктурных металлов и сплавов, полученных воздействием интенсивной пластической деформации, обусловлены двумя факторами: ультрамелким размером зерен и неравновесным состоянием их границ.

Обосновывается определяющая роль диффузионно-контролируемых процессов на границах зерен в развитии зернограничного проскальзывания при ползучести и сверхпластическом течении наноструктурных металлов и сплавов. Исследованы закономерности проявления низкотемпературной и/или высокоскоростной сверхпластичности в указанных материалах.

На примере алюминиевых и титановых сплавов в наноструктурном состоянии проведен анализ особенностей развития микро- и мезоструктур при сверхпластической деформации в сравнении с соответствующими для мелкозернистого состояния. Рассматривается роль химического состава, дисперсности частиц вторичных фаз и других факторов в формировании и эволюции структурно-фазового состояния при больших пластических деформациях.

# ПЕРЕКЛЮЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ НЕУСТОЙЧИВОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ МАСШТАБА И СКОРОСТИ НАГРУЖЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ДИНАМИЧЕСКОГО НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ КОВАЛЕНТНЫХ КРИСТАЛЛОВ И КЕРАМИК

Головин Ю. И., Коренков В. В.

*Тамбовский государственный университет*

[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)

Макроскопическая пластическая деформация всегда является результатом громадного числа взаимообусловленных динамических процессов в дефектной структуре материала. Ввиду большого числа таких событий в единицу времени и инерционности традиционных механических средств испытания материалов реальная кинетика пластического течения, заложенная природой на микроуровне, маскируется, что затрудняет ее обнаружение и исследование.

Интенсивное развитие в последнее десятилетие методов атомно-силовой микроскопии и связанных с ней способов тестирования, а также динамического наноиндентирования обеспечило возможность исследования механических свойств не только на микро-, но и на наноуровне, выяснения физических причин и механизмов масштабных эффектов и кинетических процессов в этих условиях. Это позволяет по-новому взглянуть на ряд нерешенных фундаментальных проблем физики прочности и пластичности, а также способствовать более интенсивному развитию технологий, оперирующих объектами в нанометровом масштабе.

В работе описаны результаты экспериментального исследования динамики наноконтактной деформации ковалентных кристаллов (Si, Ge, AsGa), квазикристаллов (Y–Mg–Zn) и керамик (MgO–ZrO<sub>2</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>–ZrO<sub>2</sub>, CeO<sub>2</sub>–ZrO<sub>2</sub>) методами динамического наноиндентирования и атомно-силовой микроскопии. Обнаружены и исследованы процессы неустойчивой деформации при формировании пятен наноконтактов в этих материалах. Показано, что неустойчивость локальной деформации при контактном нагружении этих материалов обусловлена рядом причин: зарождением и развитием латеральных микротрещин, индуцированием фаз высокого давления под действием высоких контактных напряжений вблизи острия индентора, генерацией локализованных полос сдвига. Особое внимание уделено определению масштабных и скоростных границ существования различных мод неустойчивой деформации в одном и том же материале, анализу возможности их сосуществования и взаимодействия, а также их результирующего влияния на упруго-пластические характеристики материала в наноконтактах. Отмечается необходимость учета динамических наномеханических свойств материалов в реальных процессах наноконтактного взаимодействия любых (не атомарно гладких) объектов при тонкой механической обработке, шлифовке, сухом трении, абразивном и эрозионном износе, тонком помоле, механоактивации и т.п.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 04-02-17198).*

1. Головин Ю.И., Дуб С.Н., Иволгин В.И., Коренков В.В., Тюрин А.И. Известия РАН. Серия физическая, 2004.– Т. 68, № 10. –С. 1428-1435.
2. Ю.И. Головин, С.Н. Дуб, В.И. Иволгин, В.В. Коренков, А.И. Тюрин. ФТТ, 2005. – Т.4, №. 6.– С. 961-973.

# РОЛЬ СКОРОСТНОГО ФАКТОРА В ФОРМИРОВАНИИ ФИЗИКО – МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МИКРОМЕХАНИЗМОВ МАССОПЕРЕНОСА ПРИ НОРМАЛЬНОЙ И ЛАТЕРАЛЬНОЙ МИКРО- И НАНОКОНТАКТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

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

*Тамбовский государственный университет, Россия.*

[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)

При микро- и наноконтактной деформации твердых тел под действием локально приложенной нормальной и латеральной нагрузки определяющую роль в формировании физико-механических свойств и микромеханизмов массопереноса играют скорость относительной деформации, размер зоны деформирования и температура.

Поэтому цель настоящей работы заключалась в исследовании влияния скорости относительной деформации  $\dot{\epsilon}$ , размера зоны деформирования и температуры  $T$  на кинетику деформирования, величину физико-механических параметров (модуль Юнга, динамическая твердость материала  $H_d$ , коэффициент скоростной чувствительности нано- и микротвердости  $m$ , доля материала, вытесненного в навал около отпечатка  $b$ , степень относительной деформации материала в зоне деформирования  $\epsilon$ , коэффициент трещиностойкости  $K_{1c}$ , параметр Палмквиста  $\alpha$ , микрохрупкость  $\gamma$ , поверхностную энергию разрушения  $W_p$  и коэффициент трения  $\mu$ ) ряда материалов (ионные и ковалентные кристаллы, металлы, объемные аморфные металлические сплавы, полимеры и керамики) в диапазоне  $\dot{\epsilon}$  от  $3 \times 10^{-3}$  до  $10^2 \text{ c}^{-1}$ , перекрывающем около пяти порядков величины.

Деформирование материала в субмикрообъеме осуществляли на динамическом наноиндентометре собственной конструкции алмазной пирамидой Берковича, под действием нормального и латерального импульсов силы с варьруемой амплитудой и длительностью.

Для ряда исследованных материалов установлена зависимость кинетики формирования зоны деформирования при нормальном и латеральном нагружении, а так же определены величины  $H_d$ ,  $E$ ,  $m$ ,  $\beta$ ,  $K_{1c}$ ,  $\alpha$ ,  $\gamma$ ,  $W_p$ ,  $\epsilon$ ,  $\mu$  от размеров зоны деформирования, скорости относительной деформации, температуры и прочностных свойств материала (отношения статической твердости к модулю Юнга исследуемого материала). Проведенный термоактивационный анализ позволил установить мгновенные значения ряда активационных параметров (величину активационного объема и энергии активации) процессов пластической деформации при нормальном и латеральном деформировании. Полученные значения величины активационного объема позволили установить номенклатуру структурных дефектов и кинетику доминирующих микромеханизмов пластичности при действии высоких локальных напряжений в зависимости от размера зоны деформирования, скорости относительной деформации и температуры.

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

# ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СКОРОСТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ СПЛАВА Al–2,7%Mg

Головин Ю. И., Иволгин В. И.

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

[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru), [ivolgin@tsu.tmb.ru](mailto:ivolgin@tsu.tmb.ru)

При динамическом микро- и наноиндентировании Al–Mg сплавов в определенных условиях наблюдается неустойчивая пластическая деформация, которая проявляется в виде регулярных осцилляций скорости внедрения индентора в поверхность при линейном нарастании на нем нагрузки в режиме “мягкой” машины. Как показано авторами ранее, параметром, в первом приближении, определяющим закономерности этого процесса, является значение среднего контактного напряжения по поверхности отпечатка или, что то же, микротвердости  $H_v$  сплава. Эта величина при осцилляциях скорости относительной деформации  $\dot{\epsilon}$  скачкообразно изменяется в некоторых более или менее постоянных пределах от  $H_{v,min}$  до  $H_{v,max}$  при сохранении, в первом приближении, постоянства разности между ними  $\Delta H_v$ . Значение  $\Delta H_v$  удобно находить по диаграмме  $H_v(\dot{\epsilon})$ , с помощью которой легко определяются  $H_{v,min}$  и  $H_{v,max}$ , границы интервала отрицательной скоростной зависимости пластической деформации  $\dot{\epsilon}_{min}$ ,  $\dot{\epsilon}_{max}$ , а также характер положительной скоростной чувствительности пластической деформации сплава в этих условиях. На основе этих сведений легко объясняются и численно подтверждаются основные закономерности пластической деформации при динамическом индентировании Al–Mg сплавов.

Тем не менее, при детальном анализе зависимости  $H_v(\dot{\epsilon})$  в более широком, чем ранее, интервале неустойчивости пластической деформации от нескольких десятков нм до десятков мкм отчетливо просматривается тенденция снижения вычисляемых значений  $H_{v,min}$ ,  $H_{v,max}$  и  $\Delta H_v$  по мере увеличения глубины погружения индентора, что находится в определенном противоречии с выше сделанным выводом об их постоянстве. Одновременно, происходит увеличение отношения времен медленной и быстрой стадий деформации, изменение величин  $\dot{\epsilon}_{min}$ ,  $\dot{\epsilon}_{max}$ . С другой стороны, эксперименты показали, что изменение названных величин замедляется по мере увеличения глубины отпечатка и стремится к определенным пределам.

В настоящей работе показано, что отмеченные выше особенности неустойчивой пластической деформации Al–Mg сплава при индентировании являются следствием влияния инерционных свойств подвижной части системы “индентор–привод” измерительного прибора, причем на значения  $\dot{\epsilon}_{min}$ ,  $\dot{\epsilon}_{max}$  в большей степени влияют свойства этой системы как фильтра нижних частот, а на величину  $\Delta H_v$  – ее инерционные свойства, пропорциональные массе.

На основе полученных результатов предложена методика вычисления основных характеристик неустойчивой пластической деформации при динамическом нано- и микроиндентировании Al–Mg сплавов в области малых глубин отпечатка с учетом влияния инерционных свойств системы нагружения индентора.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 04-02-17198).*

# ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ В ЗОНЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ

Головин Ю. И., Тюрин А. И., Юнак М. А.

Тамбовский государственный университет, г. Тамбов, Россия

[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)

С помощью метода динамического индентирования в данной работе исследовалось поведение материала под действием высоких локальных напряжений. Рассматривался вопрос о направлении перемещения материала, выдавливаемого из отпечатка при внедрении индентора, распределение степени относительной деформации в зависимости от расстояния до места деформирования, а также выяснение микромеханизмов массопереноса в зоне деформации.

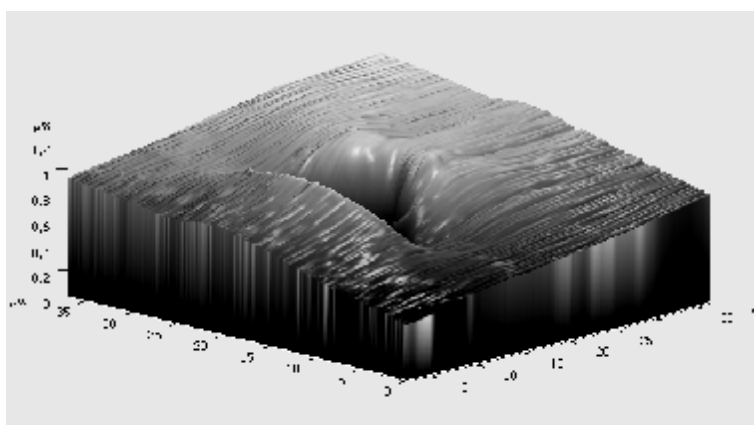


Рис. 1. Картина поверхности кристалла LiF после индентирования

Исследования проводились при комнатной температуре на щелочно-галогенидных кристаллах LiF и LiF- $\gamma$  (доза облучения  $\sim 10^7$  Gy), NaCl, а также полимере ПММА. Отпечатки наносились алмазной пирамидой Берковича под действием треугольного, симметричного импульса нагрузки варьируемой амплитуды и длительности

фронта нагружения от 10 мс до 100 с. Это обеспечивало эквивалентные условия испытания в диапазоне скоростей относительной деформации от  $10^{-2}$  до  $10^2$  с $^{-1}$ . Измерение объема материала, вытесненного в “навал”, производилось с помощью сканирующего атомного микроскопа AFM SOLVER по трехмерному изображению поверхности около места укола (рис.1).

Обнаружено, что для всех исследованных материалов объем навала меньше объема отпечатка и составляет от 5 до 90%, в зависимости от скорости относительной деформации. Так, например, на необлученных и облученных кристаллах LiF, в интервале скоростей относительной деформации от  $10^{-2}$  до  $10$  с $^{-1}$ , объем навала остается постоянным и составляет 90%, а при увеличении скорости относительной деформации от 10 до  $10^2$  с $^{-1}$  уменьшается, соответственно, до 5 и 55%.

По градиенту высоты навала для всех исследованных материалов определено распределение степени относительной деформации в зависимости от расстояния до места укола. Показано, что степень относительной деформации быстро падает с увеличением расстояния от места укола, принимая максимальное значение около границы отпечатка. Увеличение скорости относительной деформации в диапазоне от  $10^{-2}$  до  $10^2$  с $^{-1}$  приводит к росту максимального значения и изменению распределения относительной деформации. Так, например, максимальные значения относительной деформации достигают величины порядка 40% и 35%, соответственно, на необлученном и облученном кристалле LiF. Показана корреляция микрорельефа материала в зоне дефор-



мирования с видом дислокационной розетки, выявленной в исследованных кристаллах методом химического травления. Предложены возможные микромеханизмы массопереноса в зоне действия высоких локальных напряжений.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-17198) и МО РФ, грант в области естественных наук (шифр Е04-3.4-263).*

## **ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗОНЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА УСЛОВИЯ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В Si ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ**

**Головин Ю. И., Тюрин А. И., Поверина Г. В.**

*Тамбовский государственный университет, Россия.*

[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)

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

В данной работе ставилась цель исследования влияния глубины и скорости относительной деформации  $\dot{\epsilon}$  на условия вязко-хрупкого перехода, кинетику формирования отпечатка, величину динамической твердости материала  $H_d$  и прочностные свойства (коэффициент трещиностойкости  $K_{1c}$ , размер трещины  $C$ , параметр Палмквиста  $\alpha$ , микрохрупкость  $\gamma$  и поверхностную энергию разрушения  $W_p$ ) Si в диапазоне  $\dot{\epsilon}$  от  $10^{-2}$  до  $10^2$  с $^{-1}$ .

Деформирование осуществляли алмазной пирамидой Берковича, под действием симметричного треугольного импульса силы с варьируемой амплитудой  $P_{max} \leq 420$  мН и длительностью фронта импульса нагружения (в диапазоне времен  $\tau = 10$  мс  $\div$  100 с), на динамическом наноиндентометре собственной конструкции.

Установлена зависимость кинетики формирования отпечатка, а также величин  $H_d$ ,  $K_{1c}$ ,  $C$ ,  $\alpha$ ,  $\gamma$ ,  $W_p$  от размера зоны деформирования и скорости относительной деформации. В качестве размера зоны деформирования принималась величина равная глубине отпечатка  $h$ .

Показано, что при постоянной температуре и нагрузке  $P = 240$  мН трещины зарождаются в интервале скоростей относительной деформации от  $10^{-2}$  до  $0,2$  с $^{-1}$ , и отсутствуют в интервале от  $0,2$  до  $10^2$  с $^{-1}$ . При постоянном размере зоны деформирования  $h = 830$  нм трещины образуются в интервале от  $10^{-2}$  до  $1$  с $^{-1}$ .

Изменение величины приложенной силы и размера зоны деформирования в сторону увеличения и уменьшения размеров приводит к изменению условий вязко-хрупкого перехода. Так, например, увеличение нагрузки до  $P = 252$  мН приводит к увеличению скорости относительной деформации вязко-хрупкого перехода до значения –  $5$  с $^{-1}$ , а уменьшение  $P$  до  $234$  мН – к уменьшению  $\dot{\epsilon}$  до  $0,1$  с $^{-1}$ .

Таким образом, в данной работе выявлены условия вязко-хрупкого перехода, показана зависимость коэффициента трещиностойкости  $K_{1c}$ , размера трещины  $C$ , параметра Палмквиста  $\alpha$ , микрохрупкости  $\gamma$  и поверхностной энергии разрушения  $W_p$

от скорости относительной деформации  $\epsilon$ , размеров зоны деформирования и величины приложенной нагрузки.

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

## **ТРЕХЗАЖИМНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛИ С ОХРАННЫМИ ЭЛЕКТРОДАМИ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ФОРМЫ**

**Джежора А. А., Рубаник В. В.**

*Витебский государственный технологический университет,  
институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь,  
[ita@vinebsk.by](mailto:ita@vinebsk.by)*

Одним из перспективных методов неразрушающего контроля структуры полимерных материалов и полуфабрикатов является электроемкостной метод. Его отличительной чертой является высокая точность, чувствительность, разрешающая способность.

Для неразрушающего контроля диэлектрических свойств ортотропных материалов используют ленточные накладные измерительные конденсаторы (НИК) всевозможных конструкций. Такие системы электродов позволяют создавать плоскопараллельные поля в плоскости контролируемого материала и исследовать анизотропию диэлектрических свойств за счет поворота электродов относительно оси OZ. Значения констант тензора диэлектрической проницаемости  $\epsilon_{ij}$  определяются отношением рабочих емкостей заполненного и незаполненного НИК [1].

Однако неплотное прилегания электродов к контролируемой поверхности материала из-за шероховатости поверхности может привести к недопустимым погрешностям и изменить представление о структуре. Исключение влияния неплотного прилегания электродов к поверхности контролируемого материала неразрывно связано с технологическими возможностями изготовления узких охранных электродов. Для решения указанной проблемы в качестве охранных электродов может быть использована калиброванная проволока. Нами были созданы математические модели преобразователей с охранными электродами, имеющими в сечении вид цилиндра, проведена оценка устраняемых зазоров. Выполнение охранных электродов цилиндрической формы позволило повысить соотношение рабочая/паразитная емкость, а значит, и повысить точность контроля анизотропии физических свойств контролируемых материалов.

На практике использовали проволоку достаточно тонкого диаметра порядка 0,1 мм, сравнимую с размером шероховатости поверхности контроля.

Её помещают в пазы между потенциальными электродами. Исполнение преобразователей с охранными электродами, имеющими в сечении вид цилиндра, позволило существенно упростить технологию исполнения трехзажимных измерительных конденсаторов.

*Работа выполнена при поддержке ГПФИ «Диагностика-09».*

1. Джежора А.А., Щербаков В.В., Шушкевич В.Л., Кузнецова Л.И. // А.С. 1549327 Способ измерения анизотропии свойств полимерных материалов. Джежора А.А., Щербаков В.В., Шушкевич В.Л., Кузнецова Л.И. – опубл. в Б.И. № 39, 1989.



# ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ ПЛЕНОК И НАНОСИСТЕМ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ

Опарин В. Б., Штеренберг А. М.

Самарский государственный технический университет, г. Самара, Россия,  
[physics@samgtu.ru](mailto:physics@samgtu.ru)

Создание перспективных материалов с новыми уникальными свойствами невозможно без развития новых направлений их синтеза. Одним из методов получения новых материалов является использование газового разряда в области низких давлений в химически активной среде. Он позволяет создавать широкий спектр покрытий - от сшитых сплошных полимерных пленок до покрытий состоящих из нанодисперсного полимерного порошка. Возможно получение и комбинированных наносистем с различной степенью включения дисперсных частиц в полимерные матрицы.

Важным аспектом в изучении механизма полимеризации в условиях низкотемпературной плазмы является исследование взаимосвязи структурных особенностей разряда и свойств образующихся полимерных систем.

При формировании полимерных пленок на электродах в низкочастотном тлеющем разряде в них возникают сжимающие внутренние напряжения [1]. При толщине 0,1–1,5 мкм для пленок из тетрафторэтилена и гексафторбензола удельная упругая сила  $F = \sigma d$ , действующая в сечении условной пленки толщиной  $d$  и шириной 1 м, возрастает линейно с ростом толщины. Это указывает на равномерное распределение напряжений по сечению пленки. Толщина пленки, при которой происходит уменьшение упругой силы, существенно зависит от режимов ее формирования. Для полимерных пленок, полученных из тетрафторэтилена, с ростом плотности тока разряда упругая сила начинает уменьшаться, что связано с деструкцией полимера (травление, распыление) под действием ионной бомбардировки [2]. Для полимерных пленок из гексафторбензола, наоборот, рост плотности тока приводит к увеличению напряженного состояния покрытия, несмотря на то, что на поверхность поступают дисперсные частицы из объема. Неравновесность состояния полимера вызвана тем, что рост полимерной пленки сопровождается постоянным активирующим воздействием ионной бомбардировки на ее поверхность, которая приводит к образованию активных центров на поверхности и, в конечном счете, к образованию поперечно сшитого полимера.

В плазмохимическом реакторе имеется еще один механизм образования пленок из дисперсных частиц. Он реализуется вне зоны разряда на поверхностях, находящихся или под плавающим потенциалом, или под заданным. Дисперсные частицы выносятся из области разряда конвективными и дрейфовыми потоками и осаждаются на указанные поверхности, поэтому напряжения в таких пленках отсутствуют.

1. Опарин В.Б. Внутренние напряжения в полимерных пленках и структура тлеющего разряда // Известия Тульского государственного университета. Серия физика, вып. 4, 2004, стр.100-108.
2. Зынь В.И., Опарин В.Б., Паркин А.А. Развитие механических напряжений в пленках при газоразрядной полимеризации. // Поверхность. Физика, химия, механика, 1984, № 4, С.66-72.

**ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПРИМЕСИ МАГНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ  
ХАРАКТЕРИСТИКИ И ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ  
МОДЕЛЬНЫХ СЛОИСТЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ТИПА  
LiF–LiF: Mg**

**Клявин О. В., Никифоров А. В., Шпейзман В. В.**

*ФТИ им. А.Ф.Иоффе Российской академии наук, Санкт-Петербург*  
[klyavin@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:klyavin@pop.ioffe.rssi.ru)

В [1] был впервые предложен физико-механический критерий прогнозирования прочностных свойств композитных материалов (КМ) на основе исследования физико-механических характеристик модельных слоистых монокристаллов (СМ) типа LiF–LiF: Mg. Проведенные исследования показали эффективность такого подхода как в научном, так и в практическом плане. Было обнаружено, что армирующие слои, легированные магнием, не выполняют своей основной роли и «не держат» приложенную нагрузку. В матрице и на границах раздела СМ появляются большие локальные внутренние напряжения от скоплений краевых дислокаций одного знака, которые легко преодолевают армирующие слои и, как следствие, резко понижают силовые характеристики их деформирования. Даны практические рекомендации по управлению дефектной структурой матрицы и границы раздела, необходимые для сохранения высокой прочности КМ. В настоящей работе были исследованы СМ, которые выдерживались при 300 К в течение 10 лет с целью изменения состояния упрочняющей примеси магния в армирующих слоях. Были получены кривые их сжатия, изучена дислокационная структура и поля внутренних напряжений в деформированных образцах методами фотоупругости и избирательного травления. Полученные данные показали, что силовые характеристики (предел текучести) деформирования «состаренных» при 300 К СМ повысились более, чем в два раза по сравнению со свежеработанными, но характер кривых их сжатия не изменился. Указанный результат обусловлен агрегацией примеси магния в армирующих слоях в большие комплексы в процессе длительной выдержки СМ при 300 К, который привел к значительному увеличению предела текучести армирующих слоев, а, следовательно, сопротивления проникновению в них дислокационных зарядов из деформируемой матрицы. Проведен сравнительный анализ особенностей дислокационной структуры и внутренних напряжений в состаренных и свежеработанных деформированных образцах СМ. Сделан вывод о необходимости учета влияния длительной выдержки СМ при 300 К на их физико-механические характеристики для целей прогнозирования прочностных свойств КМ.

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

1. А.И.Боровков, О.И.Клявин, О.В.Клявин, А.В.Никифоров, В.А.Пальмов, Д.В.Шевченко Прогнозирование механических свойств композитов на основе изучения физико-механических процессов деформации и разрушения модельных слоистых кристаллов типа LiF-LiF:Mg. Ч I, II. МКМ (в печати).

## ДЕФОРМАЦИОННЫЕ СТРУКТУРЫ В ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Малыгин Г. А.

*Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург,  
[malygin.ga@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:malygin.ga@pop.ioffe.rssi.ru)*

Действие нейтронного облучения на металлы и сплавы вызывает резкое изменение их прочностных и деформационных свойств, связанное с образованием в облученном материале большой плотности радиационных дефектов, таких как вакансионные и межузельные дислокационные петли и тетраэдры дефектов упаковки, что приводит к сильному росту предела текучести, возникновению неустойчивости деформации (появлению зуба и площадки текучести на кривых растяжения материала) и к его радиационному охрупчиванию (резкому снижению величины равномерной деформации, когда наступает локализация деформации в виде шейки). Все указанные явления в равной степени относятся как к чистым металлам, так и к конструкционным сплавам, используемым в ядерной энергетике. Оптические и электронно-микроскопические исследования деформационных структур в облученных нейтронами металлах и сплавах показывают, что в зависимости от дозы облучения в них наблюдаются два типа деформационных структур. При малых дозах облучения – обычные, характерные для отожженных металлов деформационные структуры, когда линии скольжения довольно равномерно распределены по кристаллу (в поликристаллах – по объему зерен). Электронная микроскопия на просвет фиксирует в этом случае образование ячеистой дислокационной структуры. Второй тип структур наблюдается при более высоких дозах облучения, когда в деформируемом материале формируется сильно гетерогенная деформационная структура в виде грубых линий скольжения. Электронно-микроскопическое исследование показывает, что грубые линии скольжения состоят из скопления более тонких линий скольжения в виде так называемых бездефектных и бездислокационных каналов шириной 50–500 nm со средним расстоянием между ними от 1 до 10  $\mu\text{m}$  и с большой величиной сдвига в них от  $10^2$  до  $10^3$  %. Образование таких «канализованных» структур сопровождается появлением зуба и площадки текучести на диаграммах деформации облученных материалов.

В настоящей работе сделан обзор экспериментальных [1] и теоретических [2,3] результатов, полученных в последнее десятилетие, касающихся указанных выше явлений. На основе уравнений дислокационной кинетики определены критические деформации и дозы облучения перехода от ячеистых дислокационных структур к гетерогенным, канализованным деформационным структурам, установлена связь критических доз и деформаций с кинетическими коэффициентами, определяющими эволюцию плотности дислокаций и радиационных дефектов в облученных и деформированных затем металлах и сплавах, включая конструкционные сплавы, применяемые в ядерной энергетике.

1. K. Farrel, T.S. Byun, N. Hashimoto, J. Nucl. Mater. **335**, 471 (2004).
2. Г.А. Малыгин, ФТТ **47**(4), 632 (2005).
3. Г.А. Малыгин, ФТТ **48**(3), 455 (2006).

## СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ Ti-Ni-Fe ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ, ВТМО И РКУ-ПРЕССОВАНИЯ

Прокошкин С. Д.<sup>1)</sup>, Хмелевская И. Ю.<sup>1)</sup>, Белоусов М.Н.<sup>1)</sup>, Коротицкий А. В.<sup>1)</sup>,  
Макушев С. Ю.<sup>2)</sup>, Добаткин С. В.<sup>3)</sup>, Столяров В. В.<sup>4)</sup>, Жариков А. И.<sup>4)</sup>,  
Валиев Р. З.<sup>4)</sup>, Прокофьев Е. А.<sup>4)</sup>

<sup>1)</sup> *Московский государственный институт стали и сплавов;*

<sup>2)</sup> *ИМФМ ЦНИИЧМ им. И. П. Бардина, Москва;*

<sup>3)</sup> *ИМЕТ РАН, Москва;*

<sup>4)</sup> *ИФПМ, Уфа*

Исследовали сплавы с памятью формы (СПФ) Ti-47,5ат.%Ni-2,4ат.%Fe (сплав 1), Ti-47ат.%Ni-3,0ат.%Fe (сплав 2) и Ti-46,6ат.%Ni-3,4ат.%Fe (сплав 3) для термомеханических соединений. Сплавы закаливали от 800 °С и подвергали ВТМО при 700 °С с обжатием 40 %, сплав 2 подвергали интенсивной пластической деформации методом РКУ-прессования по схемам: РКУП при 500 °С,  $N = 4$  + РКУП при 400 °С,  $N = 4$ ; РКУП при 450 °С,  $N = 8$ ; РКУП при 450 °С,  $N = 8$  + отжиг 450 °С, 1 ч. Структуру сплавов исследовали рентгенографически и электронномикроскопически, определяли максимальную полностью обратимую деформацию  $\epsilon_{r,1}^{\max}$  и максимальное реактивное напряжение  $\sigma_r^{\max}$ .

ВТМО приводит к формированию в аустените сплавов Ti-Ni-Fe развитой динамически полигонизованной субструктуры с размером субзерен 1,5–2,0 мкм. В результате РКУП формируется субмикроструктурная зеренная структура с размером зерна около 0,3 мкм.

Сплав 3 имеет слишком низкий температурный интервал и проявляет вялое развитие мартенситного превращения уже после закалки. В сплаве 1 точка  $M_s$  слишком высока, а сплав 2 приемлем с точки зрения положения интервала мартенситных превращений.

ВТМО способствует некоторому понижению интервала мартенситных превращений, а в сплаве 2 – и уменьшению количества образовавшегося мартенсита. РКУП приводит к уплощению гистерезисной петли мартенситного превращения, уменьшению ширины гистерезиса и переходу от обычного соотношения  $M_s < A_s$  к соотношению  $M_s > A_s$ .

Наибольшая величина  $\epsilon_{r,1}^{\max}$  после закалки и ВТМО достигается на сплаве 2. При наведении ЭПФ в сплаве 3 велика вероятность преждевременного разрушения вследствие повышенной хрупкости этого сплава. Максимальная полностью обратимая деформация после ВТМО на 0,3–0,5 % выше, чем после закалки. РКУП обеспечивает более высокую обратимую деформацию ( $\epsilon_{r,1}^{\max} = 9\%$ ) по сравнению с закалкой и ВТМО (7,8 и 8,2%, соответственно).

Максимальное реактивное напряжение сплавов 1 и 2 после закалки одинаково (250 МПа), а сплава 3 – несколько выше (300 МПа), но это преимущество нельзя использовать ввиду большой вероятности разрушения сплава 3 при наводящей ЭПФ деформации. ВТМО в 1,5 раза увеличивает  $\sigma_r^{\max}$  по сравнению с закалкой (420 МПа). РКУП сплава 2 приводит к увеличению реактивного напряжения развиваемого в сплаве до 700 МПа, отжиг при 450 °С после РКУП не ухудшает комплекс функциональных свойств.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК МЕТАЛЛАХ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ СТАТИКИ

Липницкий А. Г., Иванов А. В. \*, Колобов Ю. Р.

*Белгородский государственный университет, Белгород, Россия*

*\* Институт Физики Прочности и Материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

[lipnitskii@bsu.edu.ru](mailto:lipnitskii@bsu.edu.ru)

Информация о свойствах границ зерен имеет фундаментальное значение для физического понимания процессов в поликристаллах, особенно в нанокристаллических материалах, где значительная доля атомов находится под влиянием границ зерен. Большое число работ посвящено изучению структуры, диффузионных и термодинамических характеристик границ зерен в бикристаллах и поликристаллах. Однако к настоящему времени мало известно о зернограничных напряжениях и их связи с атомной структурой границ зерен. Опубликована только одна работа, в которой на примере меди методом молекулярной статики проведено систематическое исследование зернограничных напряжений в бикристаллах [1] и представлено объяснение их зависимости от избыточного объема на основе рассмотрения закономерностей атомного строения высокоугловых границ зерен в металлах. Вместе с тем, зернограничные напряжения влияют на энергии образования вакансий, межузельных атомов и других дефектов в границе зерна и могут определять механизмы процессов в границах зерен. При этом роль зернограничных напряжений в формировании свойств поликристаллических материалов возрастает с уменьшением среднего размера зерна, что проявляется в прямой зависимости постоянной решетки нанокристаллического материала от величины зернограничных напряжений. Этот эффект позволил определить величину средних зернограничных напряжений в нанокристаллическом Pd из измерений постоянной решетки в исследуемых образцах методами рентгеноструктурного анализа [2] и установить особенности влияния на них примеси водорода [3]. Однако до сих пор не было проведено аналогичных исследований методами компьютерного моделирования на атомном уровне, которые позволили бы получить дополнительную более детальную информацию и могли качественно подтвердить результаты пока единичных экспериментальных исследований зернограничных напряжений в нанокристаллических металлах. В данной работе такие исследования проводятся на примере ГЦК металлов с использованием метода погруженного атома при задании потенциалов межатомных взаимодействий.

Рассчитаны скалярные инварианты зернограничных напряжений в модельных нанокристаллических образцах меди и никеля, построенных по методу Вороного, со средними размерами зерен от 4 до 20 нм. В качественном согласии с результатами экспериментальных исследований [2] установлено, что величины зернограничных напряжений примерно в 1,5 раза превосходят типичные значения энергий высокоугловых границ зерен рассмотренных ГЦК металлов.

Проведен анализ неоднородного распределения величин давления внутри разных зерен, создаваемых зернограничными напряжениями.

1. Липницкий А.Г., Иванов А.В., Колобов Ю.Р. // ФММ. – 2006. – Т.101, вып.3
2. Birringer R., Hoffmann M., Zimmer P. // Phys. Rev. Let. - 2002. - V. 88. - P.206104.
3. Weissmuler J., Lemier C. // Phys. Rev. Let. - 1999. - V. 82. - P.213.

# ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ОКСИДНОГО СЛОЯ, ПОЛУЧАЕМОГО МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ

Криштал М. М., Рюмкин М. О.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,*  
[Krishtal@tltu.ru](mailto:Krishtal@tltu.ru)

Изучали влияние формы, размера и характера распределения включений кремния в Al–Si-сплавах доэвтектического (АК6М2, АК9, В124), эвтектического (АК12ММгН) и заэвтектического (АК18, АК21,01379) составов на структуру, химическую неоднородность и свойства оксидного слоя, формируемого при микродуговом оксидировании (МДО).

Для получения различной структуры с целью изучения ее влияния на качество оксидного слоя сплавы перед МДО подвергали различной термической обработке. После МДО на поперечных шлифах исследовали микроструктуру основы, МДО-слоя и границы раздела «МДО-слой – основа», измеряли толщину МДО-слоя и его твердость, а также твердость основы. На отдельных образцах после МДО специально проводили откол покрытия от основы и исследования поверхности скола методами сканирующей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа. Эти же методы применяли для изучения химической неоднородности МДО-слоя. Проводили сравнительные испытания на трение и износ.

В работе обнаружено явление торможения частицами кремния роста оксидного слоя при микродуговом оксидировании алюминиево-кремниевых сплавов, которое приводит к уменьшению толщины оксидного слоя, повышению его разнотолщинности и пористости, снижению твердости и адгезии. Исходные форма, размеры и распределение кремния в структуре оксидируемого алюминиево-кремниевого сплава определяют формирование поверхности раздела между основой и оксидным слоем, образующимся при МДО, а также морфологию поверхности скола МДО-слоя.

Торможение частицами кремния роста оксидного слоя при МДО алюминиево-кремниевых сплавов обусловлено более высоким электросопротивлением кремния по сравнению с алюминиевой матрицей. Хаотически возникающие в процессе оксидирования электрические микродуги гасятся не только на заоксидированных участках, но и на частицах кремния. При коалесценции и сфероидизации кремния (например, при гомогенизирующем отжиге перед закалкой) увеличивается расстояние между его частицами. Это приводит к снижению общего электросопротивления материала за счет роста в плоском сечении площади токопроводящих участков и к возрастанию по поверхности (границе) раздела «МДО-слоя – основа» относительной доли соединения оксидного слоя с алюминиевой матрицей, которое является более прочным по сравнению с соединением оксидного слоя с частицами кремния. В итоге повышаются общая адгезия, толщина, однородность, твердость и износостойкость МДО-слоя.

Выявленные закономерности влияния структуры алюминиево-кремниевых сплавов на их оксидируемость позволяют оптимизировать свойства МДО-слоя, получаемого методом МДО, путем создания заданной структуры оксидируемого сплава с использованием различных объемных и/или поверхностных обработок. Благодаря предшествующему МДО направленному изменению исходной структуры для всех исследованных сплавов (при содержании Si от 6 до 22%) повышается качество МДО-слоя, что обусловлено развитием процессов коалесценции и сфероидизации частиц кремния при предварительной термической обработке.

Химическую неоднородность МДО-слоя изучали на заэвтектических сплавах. Методом сканирующей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа с построением карт распределения химических элементов в плоскости поперечного к поверхности МДО-слоя шлифа выявлен характер распределения кремния в материале МДО-слоя и связь этой неоднородности с распределением кремния в поверхностном слое оксидируемого алюминиево-кремниевого сплава в исходном состоянии. Обнаружено четкое соответствие распределений кремния в МДО-слое и в оксидируемых заэвтектических алюминиево-кремниевых сплавах, указывающее на наследование от исходной структуры указанных сплавов химической неоднородности распределения кремния в МДО-слоях. Возможность наследования неоднородности химического состава исходного материала слоем, формируемым при МДО, обусловлена локальностью возникающих при этом процессе электрических микродуг, характерный размер которых сопоставим с размером частиц первичного кремния.

Таким образом, установлена принципиальная возможность получения методом микродугового оксидирования слоя с управляемым распределением высококремнистой фазы, включения которой разделены различными фазами оксида алюминия, повторяя распределение первичного кремния в алюминиевой  $\alpha$ -фазе заэвтектических алюминиево-кремниевых сплавов. Эти результаты получены впервые и могут быть использованы для разработки нового класса МДО-покрытий с крупными включениями высококремнистой фазы.

Достаточно высокая износостойкость поверхности заэвтектических алюминиево-кремниевых сплавов после МДО обуславливается сочетанием крупных включений износостойкой высококремнистой фазы, имеющей исходную химическую связь с алюминиевой матрицей, и заполняющими промежутки между такими включениями износостойкими фазами оксида алюминия, приобретающими химическую связь с алюминиевой матрицей в процессе МДО. Такие МДО-покрытия, получаемые на алюминиево-кремниевых сплавах заэвтектического состава, могут представлять наибольший интерес для ответственных изделий машиностроения, получаемых литьем (таких как поршни, блоки цилиндров, головки блоков цилиндров), а также товаров народного потребления (например, алюминиевая посуда).

Основные конструктивные, технологические и технико-эксплуатационные характеристики МДО-покрытий с крупными частицами высококремнистой фазы, получаемых методом МДО на алюминиево-кремниевых сплавах заэвтектического состава, обусловлены высокой износостойкостью частиц первичного кремния в составе оксидируемого сплава, что делает возможным вести МДО-процесс до момента заполнения оксидами алюминия промежутков между частицами первичного кремния, значительно сокращая длительность МДО-процесса. То есть эффективность использования таких покрытий обусловлена снижением времени оксидирования по сравнению с алюминиевыми сплавами с низким содержанием кремния.

В целом проведенные исследования для различных алюминиево-кремниевых сплавов показывают, что форма, размер и характер распределения включений кремния при одном и том же химическом составе сплава определяют структуру, толщину, твердость, пористость, химическую неоднородность, износостойкость, адгезию МДО-слоя и, в конечном итоге, его эксплуатационные свойства, а также технологичность процесса МДО.



# СПЕКТРАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ КАК ОТРАЖЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТРУЩИХСЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ

Криштал М. М., Мерсон Д. Л., Чугунов А. В., Разуваев А. А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
Krishtal@tltsu.ru

Проведены лабораторные испытания образцов на трение и износ по схеме «вращающееся кольцо – неподвижное кольцо с пересекающимися осями». Материал неподвижного кольца – сталь 40Х9С2 с ионным азотированием. Материалы вращающегося кольца – 3 варианта чугуна на основе Gh190 с различными добавками марганца, хрома и серы.

В ходе испытаний регистрировались сигналы акустической эмиссии (АЭ) и анализировалось поведение энергетических и спектральных ее характеристик в зависимости от силы трения и циклограммы нагружения.

Для исследуемых пар трения, методом кластеризации, выделены три основных типа спектра сигналов АЭ (рис.1), отличающихся медианной частотой (частота, делящая площадь под кривой частотного спектра акустического сигнала пополам).

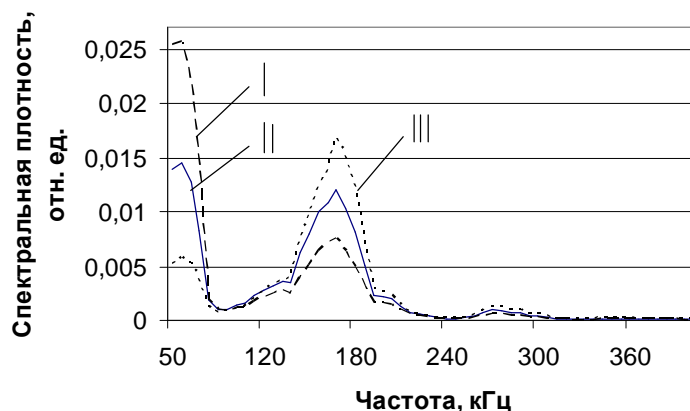


Рис. 1. Кластеризация сигналов акустической эмиссии по форме спектра

Высокочастотные сигналы можно связать с процессами образования микротрещин и отделением частиц износа. Среднечастотные и низкочастотные сигналы, по-видимому, связаны с различными процессами пластической деформации, причем низкочастотная составляющая отвечает более высокому масштабному уровню.

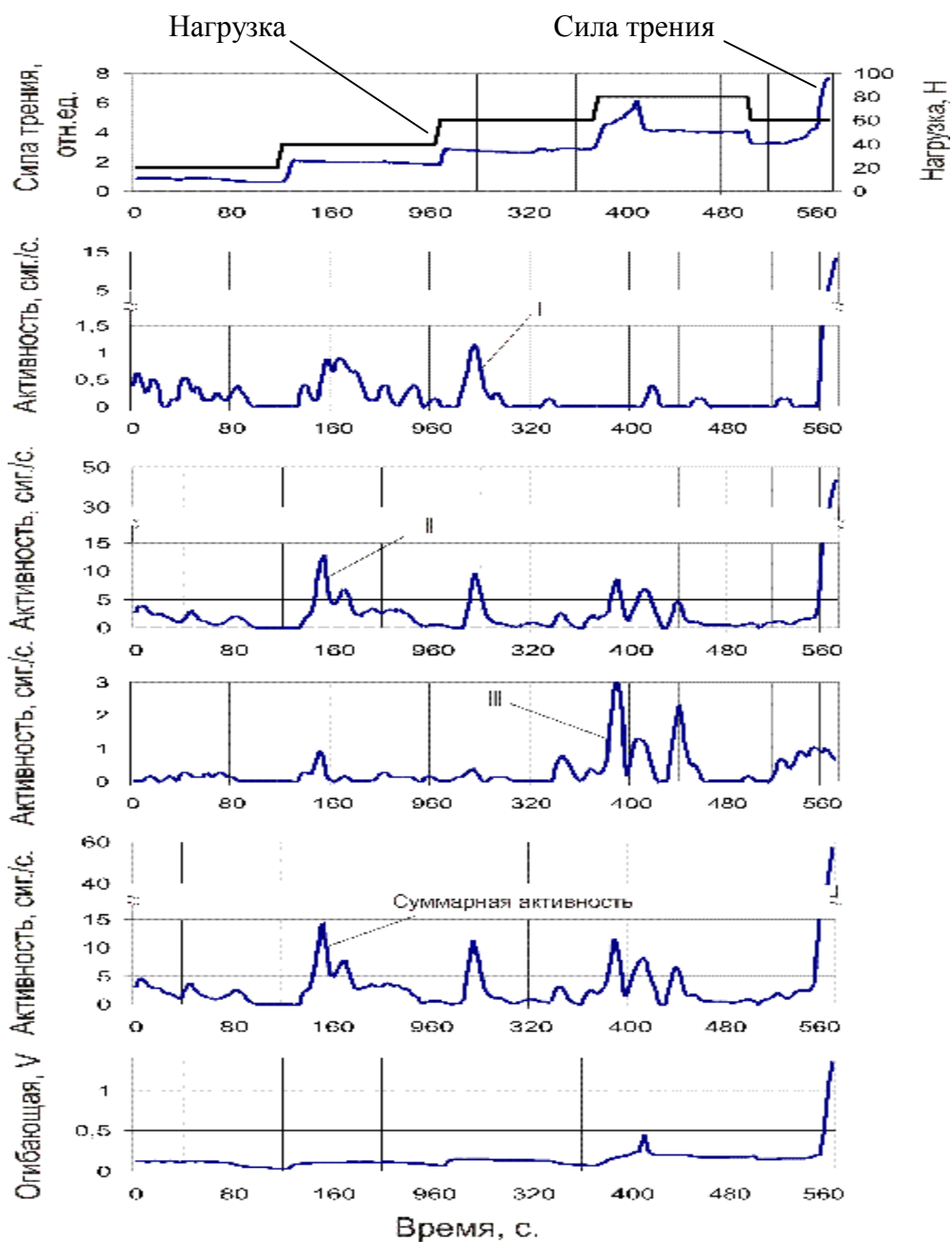
По одной из схем испытаний смазывание (моторное масло SAE 10W-30) проводилось методом однократного окунания образца в начале испытания. В процессе эксперимента масло вырабатывалось, и испытание прекращалось при переходе от нормального режима трения к катастрофическому. В ходе испытания проводилось нагружение пары трения с нагрузки в 20Н до нагрузки 80Н с шагом – 20Н. На каждой ступени нагружения образцы изнашивались в течение двух минут (рис.2).

Анализ результатов эксперимента показал следующее.

1. Сила трения и огибающая сигналов АЭ хорошо отражают циклограмму нагружения.

2. В процессе эксперимента активность регистрируемых сигналов АЭ (количество сигналов в единицу времени) всех типов изменяется волнообразно, причем волны активности различных сигналов не совпадают. Это говорит о том,





**Рис. 2.** Огибающая, сила трения и активность сигналов различных форм спектра (см. рис.1) в процессе изнашивания при циклическом нагружении

что соотношение между протекающими в поверхностных слоях изнашивающихся материалов элементарными процессами (разрушение и пластическая деформация) постоянно меняется.

3. В момент нагружения пары трения активность регистрируемых сигналов всех типов возрастает. В то же время, в процессе приработки поверхностей, наблюдается некоторое снижение активности эмиссии, как в целом, так и по частотам, составляющим спектр.

4. При выработке масла и появлении схватывания и задира возрастает активность АЭ за счет ее увеличения в средне и низкочастотных частях спектра, что отражает увеличение вклада пластической деформации в общий процесс износа.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ УПРУГОГО ПРЕДВЕСТНИКА УДАРНОЙ ВОЛНЫ ПРИ ДОГРУЗКЕ И РАЗГРУЗКЕ

Баяндин Ю. В., Наймарк О. Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия*  
[buv@icmm.ru](mailto:buv@icmm.ru)

Теоретическое исследование динамики ударной волны в металле представляет большой интерес, так как в настоящее время еще остаются актуальными вопросы, связанные с автомодельностью и механизмами формирования профиля ударной волны. В своей обзорной работе J. Asay отмечает ряд основных проблем в данной области: являются ли ударные волны на самом деле автомодельными, является ли деформация только трансляционной для плоского удара, сразу ли устанавливается однородное и равновесное состояние после прохождения ударной волны, могут ли термодинамические принципы быть применены при описании ударных волн. Экспериментальные исследования установили автомодельность волновых фронтов в алюминии при инициировании плоских ударных волн, включая режимы нагружения с догрузкой и разгрузкой [1]. Суть метода заключалась в регистрации профилей скорости в режимах догрузки и разгрузки, реализуемых на фоне достигнутого ударного сжатия, для оценки изотропных и девиаторных составляющих напряжений. Данный метод нагружения обнаружил появление квази-упругого догрузочного фронта, возникающего на фоне развитой пластической волны, формирование вторичного пластического фронта, обнаруживающего также признаки автомодельности. Одним из возможных объяснений может служить предположение о том, что после прохождения первой волны сжатия происходит релаксация сдвиговой части напряжений за счет эволюции дефектной подсистемы металла, что в свою очередь дает возможность реагировать упруго при последующей догрузке.

На основе полученных ранее уравнений статистической теории [2], разработанной в лаборатории физических основ прочности ИМСС УрО РАН, предложена математическая постановка поведения металла в условиях плоского удара. В модели введены два параметра порядка, описывающих дефектную структуру металла: первый тензорный параметр модели отвечает за плотность микросдвигов, а второй является структурным параметром, зависящем от отношения двух масштабов: размера скоплений дефектов (микросдвигов) и расстояния между ними. Эволюционные уравнения получены из подхода Онзагера для определенного вида потенциала (свободной энергии как функции введенных параметров порядка).

Предложенная математическая модель позволила описать и объяснить ряд эффектов, связанных с распространением плоских ударных волн: выделение упругого предвестника; повторное расщепление фронта ударной волны на упругий и пластический при догрузке; проседание упругого предвестника в процессе его распространения; универсальную зависимость скорости деформации от амплитуды напряжений ударной волны в виде степенного закона четвертого порядка [3].

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты № 04-01-96009-р2004урал\_а, № 05-01-00863-а).*

1. H.Huang and J.R.Asay. Compressive strength measurements in aluminium for shock compression over the stress range of 4-22 GPa. Journal of Applied Physics, 2005, **98**, 033524.

2. Naimark O.B. Defect-Induced Transitions as Mechanisms of Plasticity and Failure in Multifield Continua // *Advances in Multifield Theories for Continua with Substructure*, Birkhauser Boston (Eds. G. Capriz and P. Mariano), 2003, pp. 75-115.
3. Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б., Экспериментальное и теоретическое исследование автомодельной структуры пластического фронта ударных волн в конденсированных средах // *Физическая мезомеханика*, 7, Спец. выпуск Ч.1, 2004, 305-308 сс.

## ЭЛЕКТРО-МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ TiNi С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Глезер А. М., Кареев С. И., Шеляков А .В. \*

*ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва,*  
[glezer@imph.msk.ru](mailto:glezer@imph.msk.ru)

*\*Московский инженерно-физический институт*

Сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) нашли широкое применение в качестве функциональных элементов термоприводов (актюаторов). Большой интерес вызывают устройства, управляемые за счет нагрева элемента с ЭПФ электрическим током. В этом случае появляется возможность непосредственно в процессе нагрева измерять электросопротивление элемента с ЭПФ и осуществлять прямое управление позиционированием актюатора. Однако это может быть реализовано только при условии, что существует приемлемое соотношение электросопротивления  $R$  элемента с ЭПФ со степенью деформации  $\xi$ .

Разработана экспериментальная установка для определения зависимости  $R(\xi)$  сплавов с ЭПФ при термоциклировании в интервале мартенситного превращения под постоянной нагрузкой  $\sigma$  в диапазоне 10÷400 МПа. Для исследования были выбраны тонкая проволока (диаметром 125 и 152 мкм) из эквиатного сплава TiNi и лента (толщиной около 40 мкм) из сплава TiNiCu, полученного сверхбыстрой закалкой из расплава. Показано, что при величине  $\sigma$  до 200 МПа в сплаве TiNi наблюдается прямое превращение  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$  при охлаждении и обратное превращение  $B19' \rightarrow B2$  при нагреве, в результате которого зависимость  $R(\xi)$  имеет существенный гистерезис. Увеличение  $\sigma$  способствует реализации прямого превращения  $B2 \rightarrow B19'$  и сужению гистерезиса. В то же время в быстрозакаленном сплаве TiNiCu осуществляется одноступенчатое превращение  $B2 \leftrightarrow B19$ , которое приводит к практически линейной зависимости  $R(\xi)$ , причем при  $\sigma$  более 50 МПа эта зависимость не зависит от величины  $\sigma$ .

## DISLOCATION SUBSTRUCTURE OF LOW-CARBON STEEL EVOLUTION ON DRAWING AND UPSETTING

Gromova A. V., Leboshkin B. M.\*, Tsellermaer V. Ya.,  
Ivanov Yu. F.\*\*, Kozlov E. V. \*\*

*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk*

*\*ZSMK, Novokuznetsk, Russia*

*\*\*Tomsk State Architectural-Building State University, Tomsk*

[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

An understanding of the physical nature of deformation is necessary in order to control the plasticity and strength of metallic materials and, on that basis, to develop new drawing and cold-stamping processes. There is a pressing scientific and practical need to study the evolution of the structure and properties of materials, with a view to developing improved production technologies for carbon-steel wire and fastenings.

In the present work, the evolution of the dislocational structure of low-carbon steel in various forms of cold plastic deformation is investigated, for wire made from converter-smelted St2kp steel, whose chemical composition complies with All-Russian State Standard GOST 380-94.

The dislocational structure of the steel is investigated by diffractational electron microscopy using EM-125 and EM-125k microscopes; the latter is equipped with a goniometer. Diffraction analysis based on dark-field images is used to identify the phases present in the material. On the basis of fine-structure images of the material, morphological classification of the structure is undertaken, the dimensions, volume content, and points of localization of secondary phases are determined, and the scalar and excess dislocation density and the amplitude of lattice curvature and torsion are established.

In the wire rod, most of the  $\alpha$ -phase consists of a cellular substructure, with a small proportion of fragmented substructure. Drawing is accompanied by the development of fragmentation and culminates in the conversion of intact substructure to fragmented form, decrease in the mean fragment dimensions, increase in the  $\alpha$ -phase lattice curvature and torsion, increase in the scalar dislocation density in the ferrite layers of the pearlite grains, and decrease in scalar density of dislocations in the fragmented ferrite grains.

Fragmentation is mainly due to relaxation of the long-range stress fields and self-organization of the dislocational substructure. Excess dislocation density accumulates and is transferred to the fragment boundaries, with increase in the disorientation.

After drawing, the fragments may be categorized as highly anisotropic and moderately anisotropic; in turn, the latter category may be divided into fragments with high and low dislocation density. Uniaxial compression does not change the type of dislocational substructure. Channels of defect-subsystem evolution are only observed in detailed quantitative analysis of the structural and phase state of the material. In the present work, the basic parameters of the fragmented structure are measured in detail for the first time, and its nonlinear evolution is established. It is found that, against the background of intense annihilation of dislocations in the fragment walls, all the parameters tend to saturation, except for the dislocation density in the fragment boundaries and the disorientation there.

## DECOMPOSITION WAYS OF PLATE-PEARLITE STRUCTURE

**Kovalenko V. V., Kozlov E. V.\*, Popova N. A.\*, Gromov V. E.**

*Siberian State University of Industry, Novokuznetsk, Russia*

*\*Tomsk State Architectural-building State University, Tomsk*

[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

It is known that there are two mechanisms of plate-pearlite decomposition: destruction of the pearlite plates by fragmentation under the action of slipping dislocations; and solution of the cementite on account of recoil of carbon atoms from the carbide phase  $\text{Fe}_3\text{C}$  to ferrite lattice defects.

In the present work, these ideas are tested for materials of practical importance.

Samples of 9KhF steel (0.86% C, 1.62% Cr, 0.17% V, 0.15% W, 0.6% Mo, 0.34% Si) with an initial plate-pearlite structure are cut from surface layers of supporting rollers in a 2000 continuous broad-strip hot-rolling mill after  $10^6$  loading cycles by means of an electrospark tool.

The initial structure of the steel consists of plate pearlite, with a conglomeration of alternating rectilinear cementite (iron carbide  $\text{Fe}_3\text{C}$ ) and ferrite ( $\alpha$ -phase) plates. The  $\alpha$ -phase plates are not disoriented, as confirmed by the microdiffraction pattern, where only one  $\alpha$ -phase plane -  $(135)\alpha$  - is observed. Cementite plane (241) has very clear reflexes. The dislocation density in pearlite is low: in the  $\alpha$  phase, it is around  $0.6 \cdot 10^9 \text{ cm}^{-2}$ , while there are practically no dislocations in the cementite plates.

In plastic deformation, the pearlite structure breaks down, in several stages. In the first stage, the initially perfect, rectilinear, and parallel cementite and ferrite plates are distorted. This is due to the different deformation of the  $\alpha$ -phase and cementite, which is stronger and undergoes less deformation. In  $\alpha$ -phase plates, bent extinction contours appear. The dislocation density in the ferrite increases, especially at the ferrite-cementite boundaries. This is due to the onset of  $\alpha$ -phase fragmentation and the greater slip of the dislocations in  $\alpha$  phase as accumulation rate of dislocations increases.

The second stage corresponds to the intersection of the cementite plates by dislocational slip and the subsequent displacement of the ends of the plates to dislocational-shear distances.

The third stage includes flexure and torsion of the  $\alpha$ -phase, i.e., clearly expressed continuous disorientation. The extinction contours due to flexure and torsion of the crystal lattice are clearly visible in local sections. Then the fourth stage begins: secondary fragmentation of the  $\alpha$ -phase. In the preceding stages, the severed sections of the cementite plates may have traveled considerable distances. The cementite plates become short and distorted; the severed sections are a considerable distance away. The ideal plate structure has been practically completely disrupted.

The fifth stage involves further intensification of cementite-plate destruction. The quantity of deformation channels through the plates sharply increases. Particles from the severed cementite plates are transported to the  $\alpha$ -phase subboundaries and their vicinity. As they move, the dislocations shed cementite particles.

Destruction of the initial plate pearlite ends in the sixth stage. The slipping dislocations further reduce the remnants of the cementite plates and carry them within secondary  $\alpha$ -phase fragments.

## STRUCTURAL-PHASE STATES IN THERMOSTRENGTHENED REINFORCEMENT

**Yur'ev A. B., Morozov M. M.\*, Gromov V. E.\*, Ivanov Yu. F.\*\*,  
Kozlov E.V.\*\*, Chinokalov V.Ya.**

*ZSMK, Novokuznetsk, Russia*

*\*Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia*

*\*\*Tomsk State Architectural-Building State University, Tomsk*

[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

In the present work, the physical nature of the gradient structural-phase states in economically alloyed-carbon steels is investigated, along with the laws governing their formation and evolution during thermal strengthening.

18G2S steel rod reinforcement corresponding to All-Union State Standard GOST 5781 (Hot-Rolled Steel for Ferroconcrete Reinforcement) is investigated. The rod is subjected to forced cooling to 500-600°C in a thermal-strengthening unit within the mill line and then, after final cooling in still air, cut into measured lengths. The thermal strengthening corresponds to discontinuous quenching, the parameters of which are varied by changing the rolling rate  $v$  and the temperature of the material on leaving the last cell and by adjusting the number of cooling sections and the water pressure. Thermal-strengthening conditions for the 450 mill ensuring strengthening to a yield point no less than 460 MPa (class 460 according to the BS 4499 British Standard) and 500 MPa (class At500S according to All-Union State Standard GOST 10884) are considered.

The results of 18G2S steel strengthening show that accelerated cooling for  $\tau = 3.7$  sec yields  $\sigma_B = 715$  MPa and  $\sigma_y = 600$  MPa, with good plasticity ( $\delta_5 = 25\%$ ). With decrease in cooling time to 3.1 sec, the strength is reduced by around 50 MPa, without change in plasticity; with reduction in cooling time to 2.8 sec, the yield point reaches the lower boundary of the permissible region (500 MPa).

According to the metal structure, the cross section of the reinforcement may be divided into three zones: surface, transitional, and axial (central).

Data on the structure and phase composition of the individual layers show that the structure of the axial (central) zone is formed as a result of diffusional  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation with simultaneous deposition of cementite particles; combining diffusional  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation with dynamic recrystallization significantly reduces the ferrite grain size, and plate pearlite is replaced by pseudopearlite. On moving away from the center of the axial zone, the scalar density of dislocations concentrated in the pseudopearlite structure increases (from  $10^{10}$  cm<sup>-2</sup> at the center to  $3 \cdot 10^{10}$  cm<sup>-2</sup> at a distance of 15 mm from the cooling surface) and the amplitude of the lattice curvature-torsion increases for both the ferrite grains and the pseudopearlite regions.

We may suppose that the structure of the transition layer is formed in two stages. In the cooling stage, a two-phase mixture consisting of globular iron-carbide particles in an austenite matrix is formed as a result of decomposition of the carbon solid solution to an fee lattice ( $\gamma$  phase, austenite). At the self-tempering stage, diffusional  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation is observed under the action of the heat from the axial region of the rod, with additional deposition of iron-carbide needles (plates).

The structure of the surface layer (of thickness  $\sim 3$  mm) at the cooling stage is formed as a result of martensitic  $\gamma \rightarrow \alpha$  transformation. Subsequent self-tempering leads to relaxation of the dislocational substructure, fragmentation of the martensite crystals, and the formation of recrystallization centers; there is also intense carbide formation.



## КАРБОБОРИРОВАНИЕ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ СПОСОБОМ

Багаутдинов А. Я., Будовских Е. А., Цвиркун О. А., Иванов Ю. Ф.,  
Мартусевич Е. В., Громов В. Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
Новокузнецк, Россия*  
[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

Электрический взрыв проводников находит практическое применение, в частности, для обработки поверхности металлов. При коаксиально-торцевой системе токоподводящих электродов из продуктов взрыва формируется сверхзвуковая гетерогенная плазменная струя, при взаимодействии которой с поверхностью образуется ударно-сжатый слой с высокими значениями температуры и давления. Вследствие этого интенсивность теплового воздействия на облучаемую поверхность становится достаточной для ее плавления и насыщения компонентами струи. В настоящей работе проведено сравнительное изучение особенностей зоны электровзрывного карбоборирования железа и никеля, осуществленного в высокоинтенсивном режиме, когда ее радиус, глубина и степень легирования достигали максимальных значений.

Оптическая микроскопия показала, что в центральной области зоны легирования содержались многочисленные частицы графита, образовавшиеся при электровзрыве углеграфитовых волокон и проникающие вглубь зоны вплоть до ее границы. В промежуточной и периферийной областях число частиц графита заметно уменьшалось. При этом в зоне легирования железа наблюдались трещины и поры, а также другие макроскопические дефекты. Вблизи границы с основой наблюдалась граничная полоска (тонкий слой с низкой степенью легирования). В этом слое граница зоны науглероживания с основой имела гидродинамические особенности, связанные с течением расплава вдоль поверхности под давлением струи. Эти особенности были более заметны при обработке железа и менее при обработке никеля. Глубина зоны науглероживания в промежуточной области после обработки железа достигала 20, а после обработки никеля – 30 мкм.

Электронно-микроскопические исследования показали, что обработка приводила к созданию рельефа поверхности, характеризующегося наличием микропор, макро- и микротрещин. На ней обнаруживались характерные по форме мелкодисперсные частицы углеграфитовых волокон и бора, осевшие на ней из тыла струи. Непосредственно на поверхности облучения формировалась тонкая пленка, состоящая из фаз, образованных углеродом и бором. Под пленкой выявлена модифицированная зона, имеющая градиентное строение. Установлено, что сложное строение этого слоя при обработке железа обусловлено снижением концентрации легирующих элементов по мере увеличения расстояния от поверхности образца, а также особенностями протекания полиморфных превращений легированного углеродом и бором железа в условиях высокой скорости охлаждения и возникающих фазовых и термических напряжений. На поверхности зоны легирования никеля формировалась структура, состоящая из квазиаморфного слоя, а также слоя на основе нанокристаллических боридов никеля и карбидов бора. В нижележащем слое формировались ячейки кристаллизации никеля, разделенные прослойками боридов никеля и частиц карбида бора.

Распределение микротвердости по глубине отражало условия формирования поверхностных слоев путем их оплавления импульсной плазменной струей и конвективного перемешивания расплава с последующей самозакалкой.

## ЭВОЛЮЦИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Воробьев С. В., Иванов Ю. Ф.\*, Коновалов С. В., Громов В. Е., Соснин О. В.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

\*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия

[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

В качестве материала исследования использовали сталь 08X18H10T (Fe–0,1C–1,71Mn–0,92Ti–18,2Cr–10,4Ni–0,71Si мас.%) сортамента ОАО «Кузнецкий металлургический комбинат», находящуюся в состоянии поставки. Анализ подвергались образцы в исходном и разрушенном состояниях, а также на промежуточной стадии усталостного нагружения. Число циклов промежуточного усталостного нагружения  $N_1$  определялось ультразвуковым методом и соответствовало состоянию дефектной субструктуры, предшествующему зарождению субмикротрещин.

Исследуемая сталь в исходном состоянии является поликристаллическим агрегатом, средний размер зерен которого  $\langle D \rangle = 22,3 \pm 3,5$  мкм. Распределение зерен по размерам является мономодальным и может быть описано логарифмически нормальным законом. Зерна в сечении шлифа имеют анизотропную форму, коэффициент анизотропии  $k = 2,2$ . В большинстве случаев зерна ориентированы вдоль оси прокатки стали (продольной оси образца), средний угол разориентации продольной оси зерен относительно продольной оси образца составляет  $\varphi = 21,9$  град.

Таблица 1. Параметры многоциклового усталости стали 08X18H10T

$\sigma$ , МПа	$f$ , Гц	$N_1 \cdot 10^{-3}$	$N_2 \cdot 10^{-3}$
20	20	100	170

$\sigma$  – прикладываемое напряжение;  $f$  – частота;  $N_1$  и  $N_2$  – число циклов на промежуточной стадии нагружения и до разрушения, соответственно.

Усталостное нагружение стали вплоть до разрушения привело к значимому снижению средних размеров и увеличению угла рассеяния вектора структурной текстуры зерен, расположенных в области максимального нагружения образца (табл. 2).

Таблица 2. Характеристики зеренной структуры стали 08X18H10T, усредненные по ансамблю зерен

Состояние	$L$ , мкм	$D$ , мкм	$k$	$\varphi$ , град
исходное	27,83	12,79	2,2	21,92
$N_1 = 1 \cdot 10^5$	15,45	7,69	2,2	33,0
$N_2 = 1,7 \cdot 10^5$	12,15	6,06	2,0	37,2

Установлен немонотонный характер изменения параметров зеренной структуры стали в зависимости от расстояния до поверхности усталостного разрушения материала, что, очевидно, связано с фиксацией различных стадий динамического преобразования зеренной структуры стали. На расстоянии ~2-4 мм от поверхности разрушения фиксируется начальная стадия динамической рекристаллизации; вблизи поверхности нагружения (в области максимального воздействия) – начальная стадия собирательной рекристаллизации. На больших расстояниях от поверхности разрушения процессы динамического преобразования зеренной структуры стали не имеют места.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 05-08-01305а)



## ПРИРОДА ДЕГРАДАЦИИ РАБОЧЕЙ ЗОНЫ ПЛАЗМЕННО-УПРОЧНЕННЫХ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Ефимов О. Ю., Юрьев А. Б., Иванов Ю. Ф.\*, Чинокалов В. Я.,  
Громов В. Е.\*\*

*ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат», Новокузнецк*

*\* Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

*\*\* Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

Значительное повышение (до 1,5 раз) стойкости чугунных валков мелкосортных станов может быть достигнуто плазменной обработкой. Установление физической природы структурно-фазовых изменений при эксплуатации валков дает возможность целенаправленно устанавливать оптимальные режимы обработки.

Методом просвечивающей электронной микроскопии выполнено исследование структурно-фазовых преобразований поверхностного слоя плазменно-упрочненных чугунных валков в процессе эксплуатации на стане 450 ОАО «ЗСМК» при прокатке балочных профилей №12-16 по ГОСТ 26020-83. В качестве материала исследования использовали фрагменты валка из чугуна марки СШХНФ. Поверхностное упрочнение рабочей части валков (ток дуги 120 А, скорость перемещения 3 см/с) проводили на установке плазменной наплавки и закалки УПН-303, укомплектованной плазмотроном прямого действия типа СМ с диаметром сопла 6 мм и сварочным вращателем М11070А.

Плазменная обработка валков приводит к формированию в упрочненном слое зоны оплавления и зоны термического влияния. Зона оплавления состоит из мелкодисперсной смеси аустенита и ледебурита, определяющей высокую твердость материала (до 1017 НV). Зона термического влияния содержит мартенсит, остаточный аустенит, перлит, цементит и глобулярный графит.

После прокатки 3000 т балочного профиля начальная стадия эволюции зерен цементита, выявленная на глубине ~700 мкм, заключается в изгибе-кручении кристаллической решетки карбида, что свидетельствует о присутствии в материале далекодействующих полей напряжений.

Внешние нагрузки приводят к фрагментированию пластин феррита, разрезанию и растаскиванию пластин цементита. Одновременно с этим происходит растворение цементита. В слое, расположенном на удалении ~250 мкм от поверхности валка, зерна перлита под действием плазменной обработки частично модифицировались с образованием сложной структуры, состоящей из кристаллов мартенсита и прослоек цементита, сохранивших ориентацию перлитной колонии. Последующее термомеханическое воздействие, имеющее место при эксплуатации валка, привело не только к дальнейшему разрушению перлитной структуры, но и одновременному выделению наноразмерных частиц карбидной фазы, вызванному, очевидно, старением мартенситной структуры.

Кристаллы пакетного мартенсита, расположенные в объеме материала, находящемся на расстоянии ~250 мкм, при термомеханическом воздействии деформируются с одновременным распадом твердого раствора и допревращением остаточного аустенита. Это приводит к формированию вдоль границ кристаллов мартенсита прослоек цементита. Кристаллы мартенсита свою форму сохраняют. Следующим этапом разрушения мартенситной структуры является исчезновение кристаллов пакетного мартенсита, очевидно, в результате протекания процесса рассыпания разделяющих их границ (слой материала, расположенный на глубине ~210–160 мкм). В этом случае формируются объемы  $\alpha$ -фазы (зерна), содержащие некоторое количество границ бывших кристаллов мартенсита.

## ФОРМИРОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ЗАКАЛКЕ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

Климашин С. И., Козлов Э. В.\*, Попова Н. А.\*, Громов В. Е.,  
Коновалов С. В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*  
*\* Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск*

В настоящей работе методом просвечивающей электронной микроскопии выполнена оценка внутренних полей напряжений в закаленной, среднелегированной стали 30ХНЗМФА, подвергнутой предварительной термической обработке (гомогенизация 1125°C, 13 часов, нормализация 980°C, 10 часов и высокий отпуск 660°C, 10 часов с охлаждением на воздухе) и последующей закалке от 950°C 5 часов с охлаждением на воздухе. Методики исследования не отличались от описанных в [1].

В таблице приведены параметры дислокационной структуры и амплитуды напряжений в различных структурных составляющих  $\alpha$ -фазы исследованной в работе стали после закалки. Как видно, все величины в мартенситной составляющей  $\alpha$ -фазы существенно выше, чем в бейнитной. Кроме того, в мартенситной составляющей  $\alpha$ -фазы все величины имеют наибольшее значение в пакетном мартенсите и наименьшее – в пластинчатом низкотемпературном мартенсите.

Таблица. Количественные параметры тонкой структуры в различных структурных составляющих  $\alpha$ -фазы после закалки стали 30ХНЗМФА

Структурная составляющая $\alpha$ -фазы	Объемная доля	Скалярная плотность дислокаций	Избыточная плотность дислокаций	Амплитуда моментных напряжений	Амплитуда напряжений сдвига	Амплитуда напряжений растяжения-сжатия
	%	$\rho \cdot 10^{-15},$ м <sup>-2</sup>	$\rho_{\pm} \cdot 10^{-15},$ м <sup>-2</sup>	$\sigma_{\theta},$ МПа	$\sigma,$ МПа	$\sigma_{\tau},$ МПа
Пакетный мартенсит дислокационный	20	1.60	0.66	513	160	700
Пакетный мартенсит «самоотпущенный»	60	1.50	0.62	498	153	
Пластинчатый низкотемпературный мартенсит «самоотпущенный»	7	1.27	0.51	452	141	
Пластинчатый высокотемпературный мартенсит «самоотпущенный»	3	1.19	0.34	368	137	
Бейнит	10	1.45	0.57	477	151	
В среднем по материалу		1.50	0.60	490	153	

1. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. - М: Мир, 1968. - 574с

## ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ДЕГРАДАЦИИ СВОЙСТВ СТРОИТЕЛЬНОЙ АРМАТУРЫ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Микрюков В. Р., Юрьев А. Б.\*, Иванов Ю. Ф.\*\*\*, Чинокалов В. Я.\*,  
Громов В.Е., Коновалов С.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет,  
г. Новокузнецк, Россия*

*\* ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»,  
г. Новокузнецк, Россия*

*\*\* Институт сильноточной электроники СО РАН,  
г. Томск, Россия*

В течение длительного времени эксплуатации в строительной арматуре накапливаются повреждения, приводящие к снижению прочностных и пластических свойств. В настоящей работе на основе анализа фрактограмм поверхности разрушения выявлены механизмы разрушения арматурных стержней, извлеченных из фундаментных блоков, промышленных зданий и сооружений из стали 35ГС, эксплуатировавшихся в течение 7-50 лет. Механические свойства представлены в таблице.

Таблица. Механические свойства опытной арматуры

Срок эксплуатации, лет	Механические свойства		
	$\sigma_b$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\sigma_{0,2}$ , Н/мм <sup>2</sup>	$\delta_{max}$ , %
Текущее производство	710	520	21
7	682	454	23
25	650	443	19
35	596	398	16
50	557	315	9
Требования ГОСТ 5781 к классу прочности А-III	590	390	-

Изучение рельефа поверхности излома позволяет указать на место нахождения очага разрушения. При всех видах быстрого разрушения, как правило, на поверхности изломов образуются рубцы, которые указывают направление роста трещины. В случае образцов цилиндрической формы на поверхности разрушения формируются радиально расположенные рубцы, так называемый «шевронный узор». Вершины V-образных шевронных узоров направлены в сторону, противоположную направлению распространения трещины, т.е. указывают то направление, в котором можно найти очаг разрушения. Анализ картин разрушения арматуры из стали 35ГС показывает, что очаг разрушения находится на свободной поверхности арматурного стержня и связан с формированием на ней окисной пленки.

Разрушение в арматурном прутке относится к разрушению «смешанного типа», т.е. осуществляется под действием нескольких механизмов. Последнее свидетельствует о том, что факторы, которые определяют тот или иной действующий механизм благоприятствуют реализации разрушения с участием ряда механизмов. А именно, в области очага разрушения реализуется межзеренный механизм, сопровождающийся формированием мелкофасетчатого излома. Межзеренный механизм разрушения реализуется только на части излома образца, примыкающей к поверхности арматурного стержня. Причиной его инициирования является формирование окисной пленки, а также проникновение кислорода в объем материала с образованием частиц окисной

фазы по границам зерен. По мере удаления от очага разрушения фасетки в изломе постепенно сменяются ямками. За пределами зоны проникновения коррозии наблюдается ямочное разрушение по механизму слияния микропор.

## **АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ И ОТПУСКА**

**Малиновская В. А., Попова Н. А., Сизоненко Н. Р., Козлов Э. В.**

*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск*  
[kozlov@tsuab.ru](mailto:kozlov@tsuab.ru)

Целью настоящей работы являлось изучение методами современного физического материаловедения градиентных структурно-фазовых состояний, формирующихся в конструкционной легированной стали мартенситного класса 20X2H4A при высокотемпературной нитроцементации и низком отпуске.

Использовались образцы стали 20X2H4A прошедшие процесс поверхностного насыщения азотом и углеродом (нитроцементация) при 920 °С в промышленных условиях и последующие виды термообработки. Они заключались в следующем: после нитроцементации при 920 °С проводился высокий отпуск при 620 °С, 1 час; закалка в масло от 820 °С и низкий отпуск при 180 °С в течение 1 часа.

Установлено, что в структуре нитроцементованного слоя присутствует два вида выделений: прослойки вытянутой формы, расположенные по границам зерен, представляющие собой цементит, легированный хромом (Fe,Cr)<sub>3</sub>C, и выделения округлой формы, резко различающиеся по размеру, являющиеся карбонитридом типа M<sub>23</sub>(C,N)<sub>6</sub>. Крупные округлые выделения расположены и на границах, и в стыках зерен, мелкие – в теле зерен. По мере удаления от поверхности образца вглубь объемная доля выделений (как цементита, так и карбонитридов) быстро уменьшается, приближаясь к значению в зоне основного металла.

В результате низкого отпуска происходит измельчение структуры. Оно приводит к фазовой перекристаллизации мартенситной структуры с заметным измельчением различных субструктурных образований и фаз.

По мере удаления от поверхности вглубь, резко уменьшается размер зерна. Из сравнения количественных данных объемных долей карбидов и карбонитридов на разных расстояниях от поверхности следует, что материал по среднему размеру зерна, размерам частиц карбидной фазы, объемной доли карбидной и карбонитридной фаз после этого вида термообработки приближается к основному материалу.

Параметр кристаллической решетки α-фазы на поверхности составляет величину 0,28670 нм и по мере удаления в глубь материала уменьшается. Это свидетельствует об уходе углерода из α-твердого раствора при удалении от нитроцементованной поверхности. Кроме α-фазы в стали в определенных количествах присутствует остаточный аустенит. Наибольшее количество его (~30%) наблюдается на поверхности нитроцементованного образца, с удалением от поверхности количество γ-фазы убывает, приближаясь к ~2%.

## ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ЗАКАЛКИ НА ТИПЫ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ СОСТАВЛЯЮЩИХ $\alpha$ -ФАЗЫ И СОСТОЯНИЕ АУСТЕНИТА

Тихонькова О. В., Попова Н. А.\*, Громов В. Е.,  
Козлов Э. В.\*, Коновалов С. В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*  
*\* Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск*

Методами современного физического материаловедения выполнено количественное исследование влияния скорости закалки на морфологию  $\alpha$ -фазы в литой конструкционной среднелегированной стали и остаточный аустенит. Сталь 30ХНМФА подвергалась предварительной термической обработке: гомогенизация 1125°C, 13 часов, нормализация 980°C, 10 часов и высокий отпуск 660°C, 10 часов с охлаждением на воздухе. Затем проводилась закалка от 950°C (выдержка 5 часов) при двух скоростях охлаждения: 1) 10°C/мин. (на воздухе) и 2) 100°C/мин. (в воду).

Фазовый анализ и определение ориентационных соотношений между кристаллическими решетками  $\alpha/\gamma$ -фаз и между  $\alpha$ /цементит проводились на основе данных, полученных в просвечивающих электронных микроскопах из расшифровки соответствующих микроэлектронограмм, подтвержденных темнопольными изображениями в рефлексах соответствующих фаз.

Проведенные исследования показали, что при обеих скоростях закалки структура матрицы состоит из двух фаз:  $\alpha$ - и  $\gamma$ -твердого раствора. Основной составляющей структуры стали независимо от скорости закалки является  $\alpha$ -фаза. Структура  $\alpha$ -фазы представляет собой морфологическую смесь пакетного и пластинчатого (низкотемпературного и высокотемпературного) мартенсита. При пониженной скорости закалки присутствует еще и нижний бейнит. Объемная доля нижнего бейнита в закаленной на воздухе стали составляет 10% от доли  $\alpha$ -фазы. В закаленной в воду стали бейнит отсутствует.

Для сталей с подобным химическим составом установлено [1], что при температурах 350-400°C  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение приводит к образованию высокотемпературного пластинчатого мартенсита, 320-350°C – пакетного мартенсита, а при температурах ниже 250°C образуются мелкие кристаллы низкотемпературного пластинчатого мартенсита. При этом образование реечного бейнита происходит при температурах на 100-120°C выше, чем пластинчатого высокотемпературного мартенсита.

Остаточный аустенит независимо от скорости закалки присутствует преимущественно на границах мартенситных кристаллов в виде длинных тонких прослоек. Размер прослоек и количество  $\gamma$ -фазы в целом по материалу с ростом скорости закалки убывают. Однако влияние скорости закалки на расположение и объемную долю остаточного аустенита в различных структурных составляющих  $\alpha$ -фазы различно. Так, при повышенной скорости закалки в пластинчатом высокотемпературном мартенсите  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение проходит более полно. Остаточный аустенит в пакетном бейните отсутствует.

1. Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В. // Изв. вузов. Физика. – 2002. - №3. – С.5-23.

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

Гаврилюк В. Г.

*Институт металлофизики НАН Украины, Киев 142, Украина*  
[gavr@imp.kiev.ua](mailto:gavr@imp.kiev.ua)

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

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

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

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

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

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

# ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ СУХОГО АБРАЗИВНОГО ТРЕНИЯ И ТЕПЛОСМЕН

Болдырев Д. А.

ОАО «АВТОВАЗ», г. Тольятти, Россия,  
[DA.Boldyrev@vaz.ru](mailto:DA.Boldyrev@vaz.ru)

Наиболее эффективными способами повышения износостойкости деталей из серого чугуна являются:

1. Получение в структуре равномерно распределённых гетерогенных включений (трибофаз), обладающих тугоплавкостью, высокой твёрдостью или пластичностью. В первом случае, износостойкость повышается за счёт армирующего эффекта, а во втором – за счёт антифрикционного. В качестве специальных тугоплавких частиц с высокой твёрдостью могут служить карбиды следующих элементов: Ti, Nb, V, Mo, Cr, W, Mn. Создание в структуре чугуна стойких к нагреву пластичных включений позволяет как улучшить обрабатываемость чугуна резанием, так и повысить его износостойкость. Такими частицами могут быть, например, сульфиды марганца (MnS), образующиеся в структуре чугуна при содержании в нём серы свыше 0,03%. Оптимальное содержание серы в чугуне, обеспечивающее наилучшие триботехнические свойства чугуна – 0,12%. При её меньшем содержании весь комплекс механических характеристик находится в норме, однако эффект повышения износостойкости проявляется слабее. При содержании серы свыше 0,12% происходит снижение как механических, так и износо-фрикционных свойств. Это связано с тем, что до концентрации 0,12% происходит постепенный равномерный рост включений MnS по всему объёму чугуна до величины, соответствующей толщине графитных пластин. Содержание серы свыше 0,12% вызывает неравномерное распределение сульфидов по металлической матрице и их укрупнение, превышающее толщину графита.

2. Повышение термостабильности перлита путём его микролегирования элементами-карбидообразователями (см. п. 1) в количествах, не вызывающих образования карбидов. Механизм заключается в гомогенном растворении элементов в цементе перлита, его стабилизации и твёрдорастворном упрочнении. Наиболее приемлемыми добавками являются Mn и Cr. Эти элементы являются сравнительно недорогими, при малых содержаниях не образуют специальных карбидов и не вызывают отбела. При введении этих элементов в чугун формируется легированный цементит типа  $(Fe, Mn)_3C$  и  $(Fe, Cr)_3C$ . Превышение определённой концентрации марганца и хрома вызывает некоторое охрупчивание. Оптимальная концентрация марганца и хрома при совместном легировании чугуна этими элементами:  $Mn^{изб} \%_{мас} + 2 \cdot Cr \%_{мас} = 1,5\%$ , где  $Mn^{изб} \%_{мас}$  – количество марганца, не связанного в сульфиды. Увеличение содержания марганца и хрома до этой концентрации приводит к повышению износостойкости, а выше – к её снижению.

3. Оптимизация соотношения углерода и кремния в углеродном эквиваленте (степени эвтектичности) чугуна. Повышение износостойкости и улучшение теплофизических свойств чугуна обуславливается увеличением содержания углерода, играющего роль твёрдой смазки, и снижением содержания кремния, оказывающим охрупчивающее влияние на феррит перлита при неизменном углеродном эквиваленте. Повышение содержания углерода до 3,6% при снижении содержания кремния до 1,35% в целом не вызывает снижения механической прочности чугуна. Это обусловлено тем что, с одной стороны происходит укрупнение и огрубление графитных пластин, а с другой – снижение охрупчивающего влияния кремния на феррит перлита.



# ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ АВТОМОДЕЛЬНОСТИ И ВОЛНОВОГО ХАРАКТЕРА ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ КАК РЕЗУЛЬТАТА КОЛЛЕКТИВНЫХ ПРОЦЕССОВ В СИСТЕМЕ МИКРОСДВИГОВ

Соковиков М. А.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия.*

[sokovikov@icmm.ru](mailto:sokovikov@icmm.ru)

В настоящее время установлено, что зарождение и рост микросдвигов играет существенную роль в процессе деформирования и разрушения материалов [1]. Особую роль в развитии пластических деформаций играют структурные изменения в материале, связанные с коллективными процессами в системе микросдвигов. Ряд экспериментальных исследований указывают на волновую природу пластической деформации. Изучалась волновая природа пластического деформирования при ударном нагружении. Для этого использовалась ранее разработанная теория, в которой методами статистической физики и термодинамики необратимых процессов изучается влияние микросдвигов на пластические свойства твердых тел [2,3]. В результате численного моделирования получено, что структурно-кинетический переход по параметру плотности микросдвигов распространяется от сечения к сечению образца с некоторой скоростью и, как следствие, распространяется скачок скоростей пластических деформаций. При этом, распространение пластической деформации вдоль по длине образца можно рассматривать как своеобразную пластическую волну, имеющую свойства уединенной волны. Показано, что волна пластичности формируется в условиях ориентационно-скейлингового перехода в ансамбле микросдвигов и имеет фронт, распространяющейся с групповой скоростью, определяемой нелинейной динамикой перехода и свойствами не локальности среды. Установлен пороговый характер возбуждения волн пластичности, увеличение скорости пластической волны с ростом величины импульса напряжений.

Изучались автомодельные свойства пластического деформирования при ударном нагружении. Показано, что выход процесса пластического деформирования на автомодельный режим обусловлен особенностями кинетики накопления микросдвигов, поведением их самоорганизованных ансамблей, результатом которого является асимптотический характер зависимости деформационных свойств материала от скоростей деформирования.

1. Бетехтин В.И., Савельев В.Н., Петров А.И. Кинетика накопления микроскопических разрывов сплошности в процессе испытания алюминия на долговечность и ползучесть. // Физика металлов и металловедение, 1974. – Т. 38, вып.4.– С.834-842.
2. Наймарк О.Б. О термодинамике деформации и разрушение твердого тела с микро-трещинами. Институт механики сплошных сред, АН СССР, Свердловск, 1982.– С.3-34.
3. Naimark, O.B. Kinetic transition in ensembles of microcracks and some nonlinear aspects of fracture. In: Proceedings IUTAM Symposium on nonlinear analysis of fracture. Kluwer, The Netherlands, 1996.

# КОМПЬЮТЕРНОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕРМОВЯЗКОУПРУГОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Демидов А. В.

*Санкт-Петербургский гос. университет технологии и дизайна*

При исследовании процессов релаксации или ползучести полимерных материалов с учетом влияния температуры обычно прибегают к температурно-временной аналогии [1], недостатком которой является то, что вязкоупругие характеристики определяются для фиксированных значений деформации или напряжения и, таким образом, не могут быть распространены на другие значения деформации и напряжения.

Иные методики [2] предполагают нахождение деформационных характеристик для многочисленных значений температуры (тем самым значительно увеличивая число определяемых параметров), либо исследование деформационных процессов проводится при температуре, которая изменяется по заранее определённом сценарию (известная зависимость температуры от времени, соответствующая равномерному нагреванию или охлаждению образца и т.п.), что фактически привязывает значения температуры к соответствующим временным значениям, подменяя две переменные (время и температуру) одной.

Указанных недостатков удастся избежать, учитывая зависимость функций среднестатистических времен релаксации и запаздывания [3] от температуры, а также температурную зависимость остальных деформационных характеристик. Задача определения функции среднестатистических времен релаксации или запаздывания для произвольного значения температуры из заданного температурного диапазона решается нахождением угла поворота графика (как функции температуры) эталонной функции среднестатистических времен релаксации или запаздывания, определённой при некоторой фиксированной температуре. Как подтвердили расчеты, угол поворота, в первом приближении, можно считать линейно зависящим от значения температуры. Данный поворот графиков физически оправдан, так как при изменении температуры соответствующим образом изменяются значения времён релаксации при одинаковых значениях деформации или значения времен запаздывания при одинаковых значениях напряжения. Точка пересечения графиков функций среднестатистических времен релаксации или запаздывания определяется расчётом.

Аналогично [4], исследуя характер зависимости остальных параметров от температуры (модуля упругости, модуля вязкоупругости, начальной и предельно-равновесной податливости; параметров интенсивности процессов релаксации и ползучести), можно, в первом приближении, считать эту зависимость линейной от температуры, что значительно упрощает процесс прогнозирования.

Следует заметить, что предложенный метод определения механических характеристик при переменной температуре использует минимальное число физически обоснованных параметров и не зависит от закона изменения температуры.

1. Федоровский Г.Д. //Вестник Ленингр. ун-та. Матем., механ., астрон., 1990.– №15, вып.3. – С. 87 - 91.
2. Сталевич А.М., Подрезова Т.А. //Химические волокна, 2000.– № 5. – С. 22 – 25.
3. Макаров А.Г. //Известия ВУЗов. Технология текстильной промышленности, 2000.– № 2.– С. 12-16.
4. Демидов А.В, Макаров А.Г., Сталевич А.М. // Физико-химия полимеров, вып.11. - Тверь: Изд-во Тверского ун-та, 2005.– С. 161-166.

## ВЫБОР СТАЛИ ПО ЕЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫМ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМ СВОЙСТВАМ

Чертов В. М., Фетисов Г. П.

Московский авиационный институт (технический университет), Россия  
[chertovv@mail.ru](mailto:chertovv@mail.ru)

Технология изготовления баллонов для хранения водорода под давлением 10 МПа из углеродистой стали низкой прочности уже не удовлетворяет возросшим требованиям. Экономически выгодно хранить водород под повышенным до 40 и более, вплоть до 70 МПа, давлением. Для этого пригодна только высокопрочная сталь. При этом должна быть предотвращена водородная деградация механических характеристик, в первую очередь, пластичности. Известен способ деформационного упрочнения высокохромистой нержавеющей стали со стабильным аустенитом после охлаждения ее до криогенной температуры [1]. Известен способ деформационного упрочнения нержавеющей стали с метастабильным аустенитом: высокая степень деформации при комнатной температуре позволяет получить высокопрочную тонкую проволоку и плюшевую ленту [2]. Эта сталь с 17% хрома и 8% никеля принята за базовую. Но для изготовления листа толщиной не менее 1 мм нужна сталь, упрочняющаяся при меньшей степени деформации. Содержание хрома должно быть предельно снижено (если на изделия наносится никелевое покрытие – составная часть антиводородного покрытия), но с сохранением коррозионной стойкости. Расчет химического состава такой стали произведен, исходя из условий возможного повышения значений точки  $M_n$  и точки  $M_{d30}$ , соответствующей образованию 50% мартенсита при 30%-ной деформации [3].

$$M_n = 502 - 810[C] - 1230[N] - 13[Mn] - 30[Ni] - 12[Cr] - 46[Mo],$$

$$M_{d30} = 497 - 462[C + N] - 9,2[Si] - 8,1[Mn] - 13,7[Cr] - 20[Ni] - 18,5[Mo].$$

Обеспечение значений никелевого и хромового эквивалентов гарантирует получение аустенита при закалке и стабильной пассивной пленки оксида хрома на поверхности изделий [1]:

$$Ni_{\text{экв}} = [Ni] + 0,5[V] + 30[C] + 30[N] \dots \quad Cr_{\text{экв}} = [Cr] + 2[Si] + 1,5[Mo] + 5[V] \dots$$

Для выполнения всех требований в сталь вводится, при пониженном до 13% содержании хрома и до 6% – содержании никеля, около 0,2% азота. Из других легирующих элементов сталь содержит кремний, ванадий и молибден. Предварительная оценка показала, что при комнатной температуре 30%-ая деформация упрочнит сталь примерно в 2,5–3 раза, до 1700 МПа, с сохранением пластичности и коррозионной стойкости на достаточно высоком уровне. После закалки сталь будет иметь чисто аустенитную, а после деформации – аустенитно-мартенситную структуру, без образования карбонитридов. Мартенситная точка этой стали соответствует температуре – 27 °С (повышение против базовой стали на 30 °С), а точка  $M_{d30}$ , – температуре 45 °С (повышение против базовой стали на 15 °С).

1. Материаловедение. Учебник для технологических вузов. Под ред. Б.Н. Арзамасова. Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. М.: 2001. – С. 177-179.
2. Б.М. Эфрос, В.Р. Бараз, Л.В. Лоладзе, С.В. Гладковский. Термомеханическая обработка стали с метастабильным аустенитом // Сб. докл. 3-й Междун. конф. «Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов. ОТТОМ-3». Харьков: ННЦ ХФТИ. 2002. – Ч. I. – С. 74-79.
3. Пикеринг Ф.Б. Физическое материаловедение и разработка сталей. Пер. с англ. под ред Г.В. Щербединского. М.: Металлургия, 1982. – С. 109-146.

# ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ

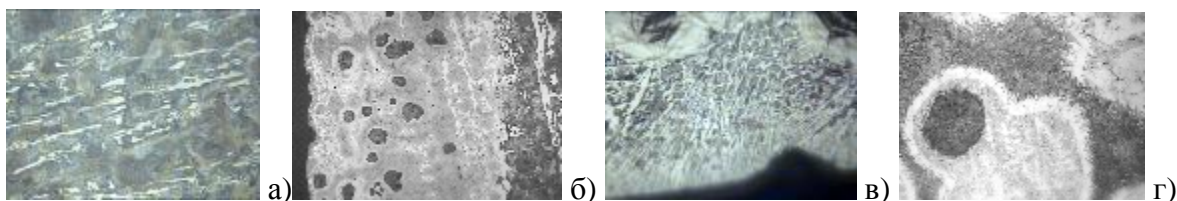
Юрьев А. Б., Чинокалов В. Я., Ефимов О. Ю., Симаков В. П.,  
Шитик Е. В.

ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»

Эффективность эксплуатации упрочненных прокатных валков с использованием технологий на основе концентрированных источников энергии позволяет сделать вывод об актуальности разработки и внедрения технологий плазменного упрочнения калибров прокатных валков в условиях ЗСМК.

Образцы из чугуна марки СШХНФ (3,3–3,5% С; 1,35–1,7% Si; 0,5–0,65% Mn; 0,2–0,4% Cr; 1,4–1,6% Ni; < 0,2% P; < 0,02% S) обрабатывали плазменной струей на установке УПН-303, укомплектованной плазмотроном прямого действия типа СМ. Процесс обработки заключался в высокотемпературном нагреве (ток дуги 120...140 А, скорость 24...65 мм/с) участка поверхности (анодное пятно) и его интенсивном охлаждении на массу образца со скоростью, обеспечивающей образование закалочных аустенитно-мартенситных структур.

Исходная структура чугуна (рис. 1 а) состоит из перлита пластинчатого, ледебурита, цементита и равномерно распределенного шаровидного графита. После плазменной обработки поверхности образцов в упрочненном слое, толщина которого может достигать 2000 мкм, формируются зона плавления (ЗП) и зона термического влияния (ЗТВ), микротвердость которых составляет 1000...1100 НВ и 400...890 НВ соответственно (рис.1 б).



**Рис. 1.** Микроструктура валкового чугуна СШХНФ.

а – исходная ( $\times 200$ ); б – после плазменной обработки ( $\times 200$ );  
в – зона плавления ( $\times 800$ ); г – зона термического влияния. ( $\times 200$ )

Микроструктура ЗП (рис.1 в) состоит из мелкодисперсной смеси аустенита и цементита, имеющей дендритное строение, ЗТВ (рис. 1 г) – из мартенсита, остаточного аустенита и частично растворенного графита, вокруг которого формируется сложный комплекс структур: цементит  $\rightarrow$  пластинчатый ледебурит  $\rightarrow$  ледебурит + аустенит  $\rightarrow$  область аустенита  $\rightarrow$  аустенит + мартенсит игольчатый.

Жаростойкость образцов с плазменнообработанной поверхностью, исследованная весовым методом по увеличению массы после выдержки на воздухе при 700 °С в течении 70 часов, выше исходных на 15 – 17 %.

Промышленные испытания горизонтальных валков универсальных клетей стана 450 с закаленной торцевой поверхностью бочки, подвергающейся при прокатке балочных профилей максимальным термическим и механическим нагрузкам и, как следствие, максимальному износу, показали повышение стойкости в 1,5-2 раза в сравнении с серийными.

# РОЛЬ ПОНДЕРМОТОРНЫХ ФАКТОРОВ В ЯВЛЕНИИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ДВОЙНИКОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ ВИСМУТА В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР

Савенко В. С.

Мозырский государственный педагогический университет, Мозырь, Беларусь  
[mozinst@mail.ru](mailto:mozinst@mail.ru)

При реализации явления электропластичности импульс тока, прошедший через кристалл во время деформации, вызывает вторичные эффекты (пинч- и скин-эффекты). Целесообразно оценить вклад этих факторов в явление электропластичности при двойниковании кристаллов висмута.

**Скин-эффект.** Он обусловлен возникновением вихревых токов при прохождении электромагнитной волны (импульса тока) в кристалле, часть энергии импульса при этом преобразуется в теплоту. В результате скин-эффекта происходит уменьшение напряженности электрического и магнитного полей, плотности тока по мере их проникновения в кристалл.

Согласно уравнению Максвелла  $\operatorname{rot} \vec{E} = -\frac{1}{c} \cdot \frac{d\vec{B}}{dt}$ , вихревое электрическое поле, создаваемое переменным магнитным полем, будет прямо пропорционально частоте электромагнитного поля  $\nu$  и магнитной проницаемости  $\mu$ . Величина затухания будет также пропорциональна проводимости проводника  $S$ , от которой зависит рассеиваемая в единице объема мощность.

Если учесть, что амплитуды напряженностей электрического и магнитных полей затухают по экспоненциальному закону, то коэффициент затухания можно записать в виде  $\alpha = \sqrt{\pi\nu\mu\sigma}$ , а глубина скин-слоя, где амплитуда уменьшится в  $e$  раз, будет равна  $L = 1/\alpha$  и будет приблизительно составлять 1,5 мм. Сравнивая полученную глубину скин-слоя с величиной проникновения двойника в кристалл (300–400 мкм) видно, что глубина скин-слоя во много раз больше зоны, охваченной двойникованием. Следовательно, можно заключить, что импульсы тока распределяются равномерно по сечению кристалла, и скин-эффект не вносит заметного вклада в электропластичность при двойниковании.

**Пинч-эффект** возникает при взаимодействии собственного магнитного поля с образцом. В электронно-дырочной плазме твердого тела существуют два типа пинч-эффектов.  $Z$ -пинч эффект возникает при протекании сильного тока по образцу и обусловлен сжатием плазмы собственным магнитным полем тока.  $q$ -пинч соответствует сжатию плазмы в импульсном продольном магнитном поле, нарастающем во времени. Пространственное перераспределение плазмы твердого тела при пинч-эффекте происходит в результате амбиполярного дрейфа носителей тока к оси образца. При  $Z$ -пинче этот дрейф возникает в продольном электрическом поле, и поперечном ему, собственном магнитном поле тока, а при  $q$ -пинче – в продольном магнитном поле и индуцируемом им азимутальном электрическом поле. На поверхности образца собственное магнитное поле  $H_m$  тока максимально:

$$H_m = 2I_a/10r,$$

где  $I_a$  – амплитудное значение тока,  $r$  – радиус образца.

Магнитное давление в центральной части поверхности образца равно:

$$p = \frac{B^2}{2m_0} = \frac{m_0 I_m^2}{8\rho^2 (b/2)^2}.$$

Расчет показал, что при одной и той же плотности тока величина пинч-эффекта зависит от размера кристалла.

## ДИСЛОКАЦИОННЫЕ СТРУКТУРЫ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ

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

*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк*  
[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

В работе [1] предложена модель воздействия на стальные образцы. Известно, что при волочении и усталостных испытаниях в стали под действием электрического тока происходит измельчение дислокационных нанофрагментов, т.е. материал пластифицируется [2]. Измельчение фрагментов (примерно в два раза) адекватно макроскопическому проявлению этого эффекта, например, росту предела усталости материала [1].

С точки зрения физики электропластической деформации измельчение нанофрагментов можно объяснить с помощью представлений об “электронном ветре”, в поле эффективных напряжений которого движется дислокация [1].

Расчеты основаны на обычных представлениях о физике дислокаций и формуле напряжений “электронного ветра”  $\sigma = (m\nu_F/e)j$ , где  $m$  – масса электрона,  $\nu_F$  – фермиевская скорость электрона,  $e$  – заряд электрона,  $j$  – плотность тока [1,2]. Расчеты показывают, что под действием тока ( $\sim 10^2$  МА/м) размер нанофрагментов уменьшается примерно в два раза, что соответствует эксперименту [2]. С точки зрения физики явления измельчение фрагментов объясняется ростом числа дислокаций под действием тока и перестройкой ансамбля дислокаций, связанной с активной ролью подвижных дислокаций в условиях электропластической деформации.

Таким образом, проведенные эксперименты и теоретические расчеты показывают, что при волочении и усталостных испытаниях в стали под действием тока происходит модификация (измельчение) дислокационных структур нанофрагментарного характера.

1. В.А.Петрунин, О.В.Соснин, С.В.Коновалов и др. // Изв.вузов. Черная металлургия, 2004.– № 6.– С. 30-34.
2. В.А.Петрунин, В.Я.Целлермаер, В.Е.Громов и др. // Вестник ВГТУ, сер. Материаловедение, 2004.– Вып.1. – С.59-60.



## ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРОЕНИЯ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ НИКЕЛЯ

Цвиркун О. А., Будовских Е. А., Громов В. Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*  
[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

Одним из эффективных способов воздействия на фазовый состав и дефектную субструктуру металлов и сплавов является обработка поверхности гетерогенными плазменными струями, сформированными из продуктов электрического взрыва проводников, с целью ее легирования. При оплавлении поверхности происходит насыщение расплава плазменными и конденсированными компонентами струи с последующей его самозакалкой путем теплоотвода как в объем обрабатываемого металла, так и за счет испарения с поверхности. Химический состав плазменного потока при электровзрывном легировании задается материалом взрываемого проводника. Внешение в область взрыва порошков различных химических веществ позволяет расширить область практического использования способа. Однако его внедрение в производство сдерживается недостаточной изученностью ряда взаимосвязанных процессов, сопровождающих обработку, в том числе, процессов конвективного перемешивания расплава, а также его кристаллизации. Задача настоящей работы состояла в выявлении закономерностей формирования фазового состава и дефектной субструктуры в никеле, как модельном материале, подвергнутом одновременному электровзрывному боромеднению поверхности.

Обработке подвергали пластины технически чистого никеля. В качестве взрываемого по коаксиально-торцевой схеме проводника использовали медную фольгу. При этом в область взрыва вводили навеску порошка аморфного бора, которая увлекалась плазменной струей продуктов взрыва и переносилась на облучаемую поверхность. Обработку осуществляли в высокоэнергетическом режиме, при котором происходило явно выраженное радиальное течение расплава. Время обработки составляло 100 мкс, при этом толщина зоны легирования в ее центральной области достигала 30 мкм.

Послойные исследования зоны легирования методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии тонких фольг показали, что она имеет многослойную структуру. С учетом ранее выполненных исследований можно говорить о закономерном расположении отдельных слоев относительно друг друга. На поверхности зоны легирования образуется тонкий аморфно-кристаллический слой, содержащий наноразмерные (2–3 нм) кристаллиты боридов, оксидов, оксиборидов никеля и меди. Подповерхностный слой толщиной 1–2 мкм представлен кристаллитами боридов никеля состава  $\text{NiB}_{12}$ ,  $\text{Ni}_4\text{B}_3$  размерами 120–130 нм, по границам которых располагаются частицы окиси бора и меди. На большей глубине располагается слой со структурой ячеистой кристаллизации расплава  $\text{Ni-Cu-B}$ , плавно переходящий в структуру зеренного типа. Вблизи границы зоны легирования с основой в отдельных случаях удается выявить нанокристаллический слой, сформированный твердым раствором меди и бора в никеле и практически не содержащий частиц боридной фазы. Средний размер кристаллитов в нем составляет 30 нм. В других случаях вдоль границ зерен обнаруживаются частицы боридных фаз состава  $\text{Ni}_3\text{B}$  и  $\text{Ni}_4\text{B}_3$ . Установлено, что обработка сопровождается формированием в зернах никеля, кристаллизующихся из расплава, а также располагающихся в зоне термического влияния, дислокационной субструктуры с высокой скалярной плотностью дислокаций.



## ВЯЗКОУПРУГОСТЬ ТКАНЕЙ ТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ

Терушкина О. Б., Сталевич А. М.

Санкт-Петербургский государственный университет технологии и дизайна  
[stal@sutd.ru](mailto:stal@sutd.ru)

Методы исследования нелинейно-наследственной вязкоупругости полимерных материалов [1] переносятся на ткани технического назначения. Применяются аналитические и компьютерные методики исследования их деформационных свойств и прогнозирования нагруженных состояний. Исследуется вопрос о влиянии компонентного состава тканей и способа переплетения нитей на вязкоупругие свойства.

Большое разнообразие видов тканей, отличающихся как по технологии производства, так и по компонентному составу, стимулирует разработку современных методик исследования их деформационно-эксплуатационных свойств. Данный фактор способствует увеличению роли математического и компьютерного моделирования механических свойств тканей технического назначения и неразрывно связан с решением задач по сравнительному анализу их свойств, с исследованиями взаимосвязи свойств со структурой, с целенаправленным технологическим регулированием свойств, а также с расчетным прогнозированием кратковременных и длительных механических воздействий. Сложность структуры тканей, заключающаяся, прежде всего, в разнообразии методов технологического производства и последующей обработки, существенно сказывается на ее свойствах. В силу этого, для изучения и прогнозирования деформационных свойств тканей требуется применение широкого набора имеющихся методик, так как, чем больше разнообразие предлагаемых методик, тем свободнее выбор, способствующий получению наиболее точного прогноза.

Исследование свойств тканей затруднено наличием у них более широкого спектра релаксации и ползучести [2], чем свойственно, например, синтетическим нитям. Данное обстоятельство стимулировало применение наиболее адекватных математических моделей, характеризующихся расширенным спектром релаксации и запаздывания [3].

Выделение упругой компоненты механической работы деформирования технических тканей, проводившееся по имеющимся методикам [4], важно при технологическом отборе образцов тканей для получения изделий, обладающих определенными эксплуатационными свойствами, например, способностью к упруго-эластическому восстановлению, защитной способностью гасить ударно-механические воздействия и т.д. Выявлено, что для малых значений деформации преобладает относительная доля упругой компоненты механической работы, означающая наилучшую способность объекта к восстановлению своей формы. Увеличение же относительной доли поглощаемой компоненты механической работы имеет положительное значение при использовании материалов в качестве защиты от ударно-механических воздействий.

1. Сталевич А.М., Макаров А.Г. //Химические волокна, 2001, № 6, с. 68 – 70.
2. Макаров А.Г., Сталевич А.М. //Химические волокна, 2002, № 3, с. 52-55.
3. Макаров А.Г., Сталевич А.М. //Химические волокна, 2001, № 4, с. 67 - 69.
4. Сталевич А.М., Макаров А.Г. //Химические волокна, 2002, № 3 , с. 55-57.

## СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДНОЙ БИОМАТРИЦЫ ДЕРЕВА И БИОМОРФНОГО КОМПОЗИТА SiC/Si НА ЕЕ ОСНОВЕ

Смирнов Б. И., Смирнов И. А., Кардашев Б. К., Марков Л. К., Орлова Т. С.,  
Парфеньева Л. С., Шелых А. И., Varela-Feria F. M.\*, Martinez-Fernandez J.\*,  
de Arellano-Lopez A. R.\*, Misiorek H\*\*

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

*\*Universidad de Sevilla, Sevilla, Spain*

*\*\*Institute of Low Temperature and Structure Research,  
Polish Academy of Sciences, Wroclaw, Poland*

Исследовались особенности структуры, а также электрические, тепловые и акустические свойства углеродной биоматрицы и биоморфного композита SiC/Si, приготовленных путем пиролиза (обугливания) в атмосфере аргона дерева (белого эвкалипта, дуба и Sapele) и последующей инфильтрации в вакууме в пустые каналы этой матрицы расплавленного кремния с образованием в результате его химической реакции с углеродом биоморфного пористого композита SiC/Si.

В широких интервалах температур измерены удельное электросопротивление (5–950 К), теплопроводность (5–300 К), коэффициент теплового расширения (100–650 К) и амплитудные зависимости модуля Юнга и декремента акустических колебаний (100–300 К).

В результате исследований установлено:

Углеродная биоматрица обладает свойствами, присущими классическому наноуглероду. Электропроводность ее имеет полупроводниковый характер с очень слабой температурной зависимостью.

Биоморфный композит показывает полуметаллический характер электросопротивления с выраженной анизотропией вдоль и поперек роста дерева, на основе которого он изготовлялся.

Электросопротивление и теплопроводность композита SiC/Si коррелируют с поведением сильно допированного Si.

Полученные значения теплопроводности биоморфного композита SiC/Si сравнимы с величинами теплопроводности других известных 6H-SiC керамических материалов, имеющих промышленное применение.

Показано, что при малых амплитудах деформации адсорбция-десорбция молекул внешней среды (воздуха) в значительной степени определяет величины действующего модуля Юнга и декремента упругих колебаний, причем их изменения при этих амплитудах не являются обратимыми. По данным акустических измерений определены механические кривые «напряжение – микроскопическая деформация» для исследованных материалов.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант N 04-03-33183), программы Президиума РАН (П-28), проекта Министерства науки и технологии Испании (MAT 2003-05202-C02 01) и гранта Польского государственного комитета по научным исследованиям (KBN) N 3 T08A 05426.*

# НАНОКОНТАКТНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Головин Ю.И., Дуб С.Н.

ТГУ, Тамбов, Россия

[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)

Нано- и микроконтактная деформация поверхности твердых тел чрезвычайно распространена в природе и технике. Она является первой стадией контактного взаимодействия любых (не атомно гладких) объектов при сухом трении, абразивном и эрозионном износе, тонком помоле, механоактивации и т.п.

Однако наномеханика и физика наноконтактов, особенно кратковременных, наиболее интересных и характерных для упомянутых выше процессов, практически не исследована. Основным препятствием к их тщательному изучению является необходимость иметь в аппаратуре одновременно высокое пространственное и временное разрешение.

В работе описаны результаты экспериментального исследования динамики деформации нанобъемов кристаллических, квазикристаллических и аморфных твердых тел методом непрерывного наноиндентирования с разрешением 0,1 нм (см. рис.). Определен предел упругости в наноконтакте для ряда материалов. Обнаружены и исследованы процессы скачкообразного перехода к пластическому течению (эквивалент «зуба текучести» в одноосных макроиспытаниях). Показано, что несущая способность материала при наноконтактном взаимодействии во много раз превышает макроскопический предел текучести и даже в пластичных материалах приближается к теоретическому пределу прочности. Особое внимание уделено возможным причинам и механизмам этих особенностей поведения материалов в динамических наноконтактах. В заключение приводятся сведения о существующих и перспективных устройствах машинах и приборах, в которых описанные выше наномеханические свойства материалов могут использоваться и должны быть учтены.

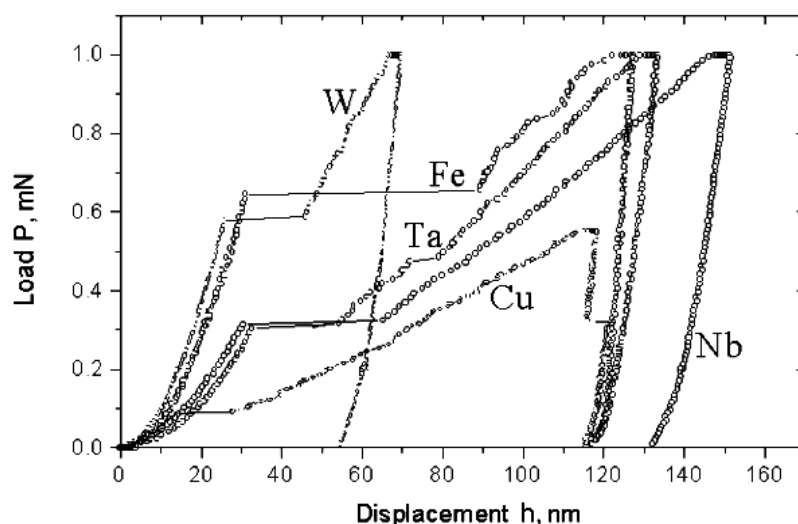


Рис. Диаграммы «нагрузка-деформация» для некоторых металлов

1. Ю.И. Головин, С.Н. Дуб. // ДАН, 2003. – Т. 393.– № 2.– С. 180-183.
2. Ю.И. Головин, С.Н. Дуб, В.И. Иволгин, В.В. Коренков, А.И. Тюрин.// ФТТ, 2005. – Т.47. Вып. 6.– С. 961-973.

## ПОРООБРАЗОВАНИЕ НА МЕЖЗЕРЕННОЙ ГРАНИЦЕ С ОДНОМЕРНЫМИ СТУПЕНЬКАМИ

Кульков В. Г., Жихарева М. Г.

*Волжский филиал Московского Энергетического института, г. Волжский, Россия.*  
[kulkov@vlz.ru](mailto:kulkov@vlz.ru)

Исследование процессов деформационного порообразования имеет актуальное значение для физики прочности и пластичности поликристаллических материалов. В определенных условиях коалесценция пор приводит к зарождению микротрещин и разрушению материала. Наличие пор в значительной степени определяет кинетику пластического течения. Одним из эффективных процессов, приводящих к интенсивному порообразованию, является межзеренное проскальзывание. Реальные границы зерен в металле большей частью не являются плоскими, а содержат различного рода дефекты, отклоняющие их от плоской конфигурации.

В работе рассматривается межзеренная граница, содержащая протяженные ступеньки чередующихся знаков. Приложение к системе внешнего сдвигового напряжения приводит к возникновению на плоских участках границы взаимного неоднородного смещения зерен путем проскальзывания. Это приводит к появлению в области ступенек концентраторов напряжений растяжения или сжатия. В условиях градиента химического потенциала вакансий в границе возникают их диффузионные потоки между источниками и стоками. Решая уравнение диффузии в зернограничном слое, можно определить зависимость скорости проскальзывания и нормальных напряжений на ступеньках от внешнего напряжения и характерных геометрических параметров границы.

Модель рассматривает границы общего типа с углами взаимной разориентации зерен, отличными от специальных. В общем случае, в таких границах образуется несоизмерная атомная структура. Элементарными актами скольжения по границе в такой структуре являются процессы образования и релаксации локальных атомных конфигураций. Описание кинетики проскальзывания в этом случае не использует понятия зернограничных дислокаций, привлекаемых для описания специальных границ.

При достижении внешним напряжением критической величины система релаксирует к состоянию, когда на одном из двух типов ступенек образуются протяженные поры. Движущей силой такого процесса является уменьшение упругой энергии системы. В таких условиях граница в макромасштабе становится стоком для вакансий из объема зерна. Из решения диффузионной задачи с учетом объемной диффузии можно определить распределение вакансий вдоль границы. Нескомпенсированность зернограничных и объемных потоков вакансий у стоков приводит к росту размеров пор. Подвижность системы по отношению к зернограничному проскальзыванию определяется распределением источников вакансий в зерне, размерами пор, взаимной удаленностью и размерами ступенек, температурой и уровнем приложенных к границе напряжений.

Отмечается, что образующаяся пора цилиндрической симметрии не является устойчивой по отношению к ее фрагментации.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕРЕГИБОВ

Кравцов А. В.

*Уральский государственный лесотехнический университет,  
Екатеринбург, Россия*  
[Andrej-Kravtsov@yandex.ru](mailto:Andrej-Kravtsov@yandex.ru)

Для исследования особенностей динамики атомов решетки, расположенных вблизи ядра дислокации, атомы рассматривались в модели, являющейся обобщением известной модели Френкеля–Конторовой на двумерный случай.

Изучение динамики атомов выполнялось методом численного моделирования.

Для рассмотрения динамического поведения решетки при конечных температурах был применен метод уравнения Ланжевена, позволяющий наблюдать траекторию отдельных атомов.

Обнаружено, что на начальной стадии движения дислокации под действием внешнего напряжения  $\sigma$ , меньше, чем напряжение Пайерлса  $\sigma_p$ , движение дислокации полностью контролируется механизмом зарождения и распространения термических дислокационных перегибов, в соответствии с имеющимися теоретическими представлениями.

Вместе с тем, было обнаружено, что зарождение, динамика и взаимодействие перегибов не всегда соответствуют тем, которые ожидаются на основе традиционных представлений. Это приводит к целой серии качественно новых явлений в динамике дислокационных перегибов и всей дислокации в целом.

Показано, что с увеличением концентрации дислокационных перегибов (кинков и антикинков), повышается вероятность образования на дислокации связанных пар кинк-кинк и антикинк-антикинк. Это связано с тем, что связанное состояние кинк-кинк имеет меньшую совокупную потенциальную энергию, чем два независимых перегиба одного знака. Понижение энергии связанного состояния обусловлено энергией взаимодействия перегибов.

Установлено, что с повышением величины приложенного внешнего напряжения или температуры повышается вероятность изначального термофлуктуационного зарождения многоуровневых перегибов, представляющих собой связанные состояния кинк-кинк и антикинк-антикинк. При некотором значении указанных параметров эта вероятность может существенно превысить вероятность образования нескольких отдельных одиночных пар кинк-антикинк.

Оба этих факта приводят к тому, что при некоторых значениях приложенного внешнего напряжения или температуры движение дислокации полностью контролируется перемещением по ней именно многоуровневых перегибов.

Несмотря на то, что такая ситуация не приводит к количественному увеличению пар перегибов, энергия активации движения многоуровневого перегиба (барьер Пайерлса второго рода), должна существенно отличаться от энергии активации движения одноуровневого перегиба. Это должно приводить к изменению скорости движения перегиба вдоль линии дислокации и, соответственно, к качественному изменению в ходе зависимости скорости индивидуальной дислокации от внешнего напряжения или температуры.

## ОЦЕНКА СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

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

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*  
[highpress@imp.uran.ru](mailto:highpress@imp.uran.ru)

В качестве метода большой деформации широко используется сдвиг под давлением. Однако нет единого подхода к оценке достигаемой степени деформации: расчет проводится по различным формулам, приводящим к существенно различающимся результатам, либо по числу оборотов наковальни. Сложность расчета связана с особенностями метода «сдвиг под давлением» – зависимостью сдвиговой деформации от расстояния до центра образца ( $R_i$ ) и уменьшением толщины образца при увеличении угла поворота ( $\varphi$ ) наковальни.

Предположили, что в материале, деформация которого приводит к непрерывному накоплению дефектов (нет динамической рекристаллизации или сдвиговых фазовых превращений), близкие значения твердости свидетельствуют об одинаковой накопленной деформации. Исследовали сталь 30ХГСН2А, деформированную разными методами.

Известно, что сдвиговая деформация ( $\gamma$ ) может быть сопоставлена с истинной деформацией осадкой, как некая эквивалентная:

$$e_{\text{экв}} = \frac{g}{k} = \ln\left(\frac{h_0}{h_{iR}}\right), \quad (1)$$

где  $h_0$  и  $h_{iR}$  – толщина образца до и после деформации на соответствующем  $R_i$ ;  $k$  – коэффициент, характеризующий напряженное состояние, определяемое схемой деформации, при осесимметричных схемах  $k = \sqrt{3}$ .

Формула (1) справедлива при деформациях, близких к  $e = 1$ . Сталь 30ХГСН2А, деформированная в этом интервале растяжением, волочением под давлением, гидроэкструзией с противодавлением и сдвигом под давлением, имеет одинаковую твердость после равных эквивалентных деформаций. Оказалось, что при деформации с  $e > 2$ , рассчитанной по формуле (1), твердость стали после сдвига под давлением ниже, чем после эквивалентной деформации перекрестной прокаткой, и с увеличением степени деформации различие возрастает. Это связано со сложным характером деформации методом сдвиг под давлением, когда сдвиговая деформация сопровождается осадкой и радиальной раздачей образца, т.е. изменением его размеров. Поэтому расчеты по формуле (1) некорректны. Условие равной твердости и равенства размеров элементов структуры после равной степени деформации сдвигом и перекрестной прокаткой обеспечивает формула (2), учитывающая деформацию, обусловленную как вращением наковальни, так и осадкой образца:

$$e = \ln\left(1 + \left[\frac{j R_i}{h_{iR}}\right]^2\right)^{0.5} + \ln\frac{h_0}{h_{iR}}. \quad (2)$$

Исследование структуры и распределения твердости по радиусу образцов показало, что одинаковым степеням деформации на разных образцах независимо от того, за какое число оборотов наковальни данные степени деформации достигнуты, соответствуют близкие значения твердости и размеры элементов структуры. Указанная закономерность сохраняется и при нагреве. Таким образом, степень деформации, рассчитанная по формуле (2), позволяет сопоставить экспериментальные данные, полученные после деформации с разным углом поворота наковальни.



## ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ ВРЕМЕННЫХ ЗУБНЫХ ПРОТЕЗОВ

Игнатъева Д. Н., Чумаченко Е. Н., Бабунашвили Г. Б.\*

*Московский институт электроники и математики, Москва, Россия*

*\*Московский медицинский стоматологический университет, Москва, Россия*

Одна из основных проблем современной ортопедической стоматологии неразрывно связана с проектированием зубопротезных конструкций, которые, наряду с достаточной прочностью и легкостью, должны максимально приближать внешний вид искусственных зубов к естественному. В период, когда пациент проходит лечение и ожидает установки постоянных протезов, на место будущего протеза могут быть установлены, так называемые, временные протезы, изготавливаемые из специальных пластмасс. Расчет прочностных характеристик временных, дешевых протезов очень важен, т.к. ошибки в их исполнении могут нанести серьезные травмы в полости рта пациента проходящего курс лечения. Оценка прочностных характеристик временных протезов, была осуществлена с помощью метода конечных элементов, реализованного в вычислительном комплексе SLEN ([www.kommek.ru](http://www.kommek.ru)). Построены вероятностные оценки тех или иных модификаций протеза (Е.Н.Чумаченко, С.Д.Арутюнов, И.Ю.Лебедеко Математическое моделирование напряженно-деформированного состояния зубных протезов. М.: Молодая Гвардия. 272с.)

На основе разработанной математической модели, было проведено компьютерное исследование поведения модели зубного протеза, изготовленного из новой, разработанной в Московском Стоматологическом Университете, полимеризующейся пластмассы. Физико-механические параметры материала были определены экспериментально. Также использованы данные, опубликованные в печати. Таким образом, была построена гипотетическая биомеханическая модель зубочелюстной системы с искусственными включениями.

Исследования проводились для протеза, который крепится на моляр и премоляр. В процессе исследований изменялись размеры и форма промежуточной части протеза, которая воссоздает утерянный зуб или несколько зубов. Рассматривались различные варианты модели протеза – когда промежуточная часть представляла собой прямоугольную балку; имела естественную форму зубов; а также рассматривалась полноценная модель зубочелюстной системы. Для каждой из моделей рассчитаны экстремальные значения распределенных экстремальных нагрузок, при которых для различных значений длины и высоты промежуточной части протеза, конструкция начинает разрушаться.

Используя результаты расчетов, была проведена оценка возможности применения на практике данной пластмассы; даны рекомендации по форме протеза, используя которые, вероятность разрушения конструкции протеза уменьшается; построены оценки по эффективному применению того или иного типа конструкции временного протеза, в зависимости от особенностей строения соответствующих челюстных сегментов пациента. Используя полученные результаты, можно получить применяемую на практике систему оптимизации выбора врачом необходимого для установления в конкретном случае временного протеза.

По результатам работы сделаны выводы о том, что рассмотренный в работе материал (пластмасса), для изготовления временных зубных протезов, является приемлемым по прочностным показателям. Установленные расчетным путем рамки его применения достаточны для осуществления его практического использования. Разработанная методика определения возможности и эффективности применения в лечебной практике временных протезов из пластмасс может быть рекомендована для практического применения при оценке аналогичных протезов.



## ДЕФОРМАЦИЯ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ $\text{FeTi}_2$ , $\text{V}_3\text{Ti}_2$ и $\text{V}_{15}\text{Ni}_{10}\text{Si}_6$

Носкова Н. И., Вильданова Н. Ф., Елкина О. А., Чурбаев Р. В.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*  
[noskova@imp.uran.ru](mailto:noskova@imp.uran.ru)

Изучение механизма деформации в нанокристаллических сплавах на алюминиевой основе, полученных в результате микролегирования (0,1–0,5 вес.%) переходными и редкоземельными (Hf, Re, Ce) металлами и последующей интенсивной пластической деформацией (ИПД), привело к необходимости учета роли ультрадисперсных частиц второй фазы в развитии той или другой моды деформации.

В настоящей работе представлены результаты исследования развития деформации в нанокристаллических сплавах с квазикристаллическими фазами, а также развития деформации в самих квазикристаллах  $\text{FeTi}_2$ ,  $\text{V}_3\text{Ti}_2$  и  $\text{V}_{15}\text{Ni}_{10}\text{Si}_6$ .

Квазикристаллы были получены быстрой закалкой из расплава. Небольшие объемные отливки разрезались электроискровой резкой на пластинки, размером  $15 \times 5 \times 0,5 \text{ мм}^3$ . Затем пластинки подвергались деформации в наковальнях Бриджмена на 2, 4, 6 поворотов подвижной наковальни, что соответствовало 3,7; 4,6; 6,7 логарифмической деформации, соответственно.

Деформированные пластинки электролитически утонялись для просмотра структуры в электронном микроскопе. Предварительно на пластинках была измерена микротвердость.

При электронно-микроскопическом изучении деформированной структуры по картине микродифракции аттестовались тип и дефектность квазикристаллической фазы.

Полученные результаты показали, что при деформации квазикристаллов в их структуре формируется два типа структур: наноквазикристаллическая и, практически, моноквазикристаллическая. Последняя переходит в наноквазикристаллическую с увеличением степени деформации.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ – грант № 04-02-17674.*

## ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЗМА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ С РАЗНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ПО РАЗМЕРУ НАНОЗЕРЕН

Носкова Н. И.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург*  
[noskova@imp.uran.ru](mailto:noskova@imp.uran.ru)

На основании полученных результатов электронно-микроскопических исследований (методом *in situ*) была развита концепция изменения механизмов пластической деформации и разрушения нанокристаллических чистых металлов, твердых растворов и многофазных сплавов в зависимости от среднего размера нанозерна ( $d_3$ ) и нанофазы ( $d_\phi$ ). Установлено, что в зависимости от среднего размера нанозерна и

наличия частиц фазы механизм деформации реализуется: при  $d_3 = 100\text{--}70$  нм – дислокационными; при  $d_3 = 60\text{--}30$  нм – дислокационно-ротационными и при  $d_3 < 30$  нм – ротационными (одиночными при  $d_3 \gg d_\phi$  или кооперативными при  $d_3 = d_\phi$ ) модами с включением процесса массопереноса примеси.

Показано, что высокопрочное состояние сплава возникает при размере нанозерна от 70 до 40 нм и характеризуется дислокационным или дислокационно-ротационным механизмом деформации с включением процесса массопереноса примеси.

В настоящей работе представлены результаты электронно-микроскопического исследования структуры нанокристаллических металлов Cu и Ni, а также сплавов Al+30%Sn, Al+25%Sn+15%Pb, Al+5%Sn+35%Pb, Pd<sub>81</sub>Cu<sub>7</sub>Si<sub>12</sub> и Fe<sub>73,5</sub>Cu<sub>1</sub>Nb<sub>3</sub>Si<sub>13,5</sub>B<sub>10</sub> с примерно одинаковым значением среднего размера нанозерна, но разным распределением по размеру нанозерен. Приведены для каждого случая данные значений прочности, пластичности и твердости. Сопоставление характера распределения по размерам с параметрами прочности и пластичности позволяют сделать заключение, что «острота» кривой распределения размеров нанозерен и ее «асимметрия» существенно влияет на прочностные параметры в области средних значений нанозерен, меньших 40 нм. Из последнего следует заключение, что при обсуждении действующего механизма деформации для нанокристаллических металлов и сплавов необходимо учитывать характер распределения по размерам нанозерен, если средний размер нанозерен меньше 40 нм. Это будет выражено в том, что в случае «широкой» или «асимметричной» кривой распределения механизм деформации будет реализовываться дислокационными и ротационными модами в более широком интервале средних значений нанозерен.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ – грант № 04-02-17674.*

## **МИКРОТВЕРДОСТЬ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Zn-Cu**

**Лозенко В. В., Шепелевич В. Г.**

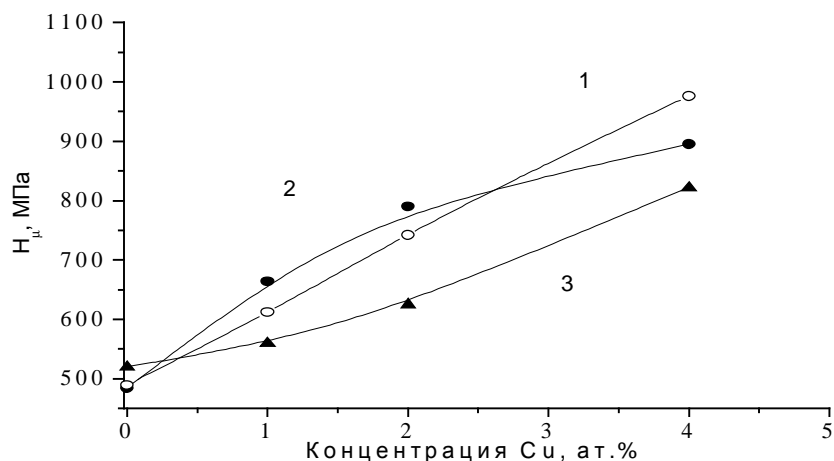
*Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь*  
[vera\\_loz@mail.ru](mailto:vera_loz@mail.ru)

В последние десятилетия успешно развиваются методы получения материалов сверхбыстрым охлаждением из жидкой фазы (скорость охлаждения расплава превышает  $10^5$  К/с). Это позволяет значительно повысить их физические свойства, благодаря расширению взаимной растворимости компонентов в твердом состоянии, измельчению зёрненной структуры и уменьшению микросегрегаций. Поэтому область применения быстрозакаленных сплавов на основе цинка заметно расширяется. В связи с этим представляет интерес исследование влияния сверхбыстрой закалки на свойства и структуру цинковых сплавов.

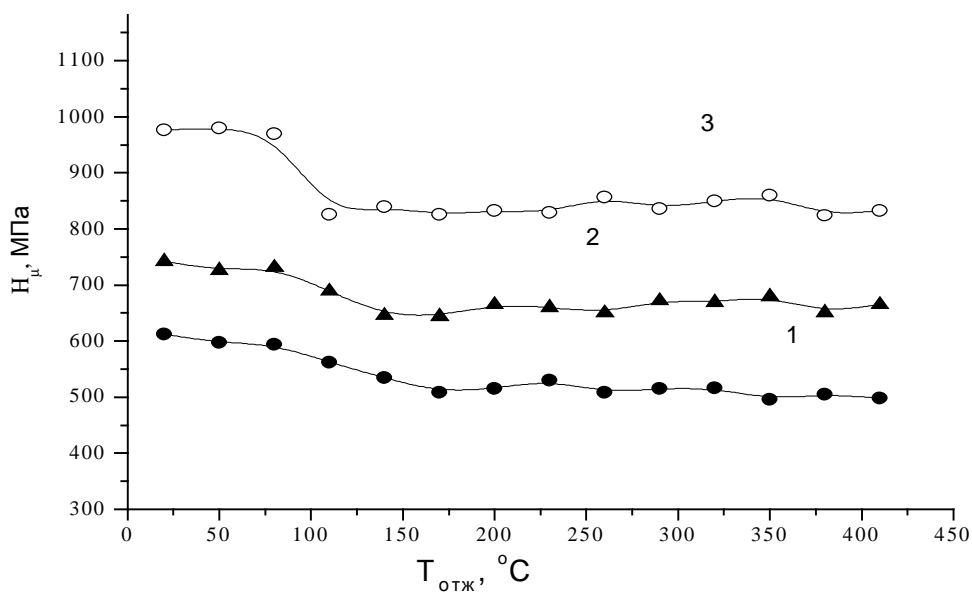
Фольги сплавов Zn–Cu, содержащие до 4 ат.% меди, были получены сверхбыстрой закалкой из жидкой фазы методом одностороннего охлаждения, при котором кристаллизация капли расплава осуществлялась на внутренней полированной поверхности медного вращающегося цилиндра, и прокаткой, когда капля расплава кристаллизовалась между двумя медными цилиндрами разного диаметра. Микротвердость фольг  $H_c$  по Виккерсу исследовалась с помощью микротвердомера ПМТ-3 с

относительной погрешностью измерения не более 5 %. Изохронный отжиг исследуемых фольг проводился с выдержкой по 20 мин при каждой температуре.

На рис. 1 представлены графики зависимости микротвердости  $H_{\mu}$  массивных образцов системы Zn–Cu, а также быстрозатвердевших фольг, полученных методом одностороннего охлаждения и прокаткой. Упрочнение цинка медью, а также более высокое значение микротвердости фольг по сравнению с массивными образцами обусловлено образованием пересыщенного твердого раствора на основе цинка и выделением мелкодисперсных частиц второй фазы в исследуемых фольгах.



**Рис. 1.** Зависимость микротвёрдости  $H_m$  фольг, полученных методом одностороннего охлаждения (1), прокаткой (2), и массивных образцов (3) на основе цинка от концентрации легирующего компонента



**Рис. 2.** Изменение  $H_m$  фольг сплавов системы Zn–Cu при изохронном отжиге, содержащих 1 ат.%Cu (1), 2 ат.%Cu (2) и 4 ат.%Cu (3)

Быстрозатвердевшие фольги исследуемых сплавов находятся в неустойчивом состоянии, что подтверждается изменением их микротвердости при термической обработке (рис. 2). Отжиг фольг выше 80 °C ведет к уменьшению  $H_{\mu}$ , что связано с распадом пересыщенного твердого раствора на основе цинка.

Таким образом, микротвердость быстрозатвердевших фольг сплавов системы Zn–Cu определяется концентрацией легирующего элемента и температурой отжига.

# UNIVERSALITY OF AMPLITUDE AND FREQUENCY DEPENDENCES OF HARDENING AND SOFTENING IN MATERIALS

Kisel V. P.

*Institute of Solid State Physics, Chernogolovka, Moscow district*

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

This work concerns with the effect of applied compressive-extension stresses (the interrupted loadings are included)  $S$  ( $S = 0,6S_y$  to  $95S_y$ ,  $S_y$  is the resolved yield stress), stress rates  $SR$  ( $SR = 10$  to  $10^6$  MPa/s) and temperature range  $T = (4 \cdot 10^{-3}$  to  $0,945)T_{\text{melt}}$  ( $T_{\text{melt}}$  is the melting point) on the dislocation mean path lengths  $l(S, SR, T)$  and the mean number of mobile dislocations  $n(S, SR, T)$  in nominally pure ionic NaCl and semiconductor InSb single crystals. The general damping character of unpinning, motion and multiplication of dislocations appears in the ultimate  $l_{\text{ult}}$  and  $n_{\text{ult}}$ , which corresponds to a macroscopic work-hardening of crystals ( $WH$ ) [1]. Dislocation motion in slip lines and glide bands has a still more pronounced attenuation. The first interesting finding is that after the polishing of the near-surface layer with the thickness  $h = 5$  to  $35$  microns the dislocations stopped by previous loadings began to move and multiply discontinuously down to their next or full stop (this microscopic work-hardening-softening is in line with macroscopic Ioffe effect in NaCl). Only the higher values of stress start their regular moving and multiplying and make dislocation motion more uniform on the same scale of observation. The second finding is that after the loading of NaCl and InSb crystals a definite fraction of mobile dislocations usually shifts under the action of back forces (due to dislocation line tension after the Orowan bowing of obstacles) in the direction reverse to the acting force [2]. All their properties are common: under the first and low stress (magnetic field [3], etc.) loadings the reverse dislocation motion is usually more intensive than in the direct direction, the  $l$ ,  $n(S, SR, T)$  are increased with the applied  $S$ ,  $SR$ ,  $T$ , then they decelerate with an increase of the number of loadings (microscopic Bauschinger effect [2]). The next important finding of this work is that the  $WH$  generally varies non-monotonically to crystal softening according to the pulse length, amplitude and strain rate (times of leading and trailing edges of the pulse), the length of unloading pulse (restore time, frequency of loading) and their total number, predeformation, temperature, etc. It is worth stressing that these V-shaped frequency dependences are universal for micro- and macrodeformation as well as for nanostructured crystals [4], magneto- and electroplastic effects, various physical-chemical effects (the effects of ultralow doses of chemicals, electromagnetic fields and particle irradiation, etc. are included) on solids, liquids, melts, glasses and biological tissues [5]. All the above data are irrefutably explained by the key role of dislocation micromechanisms of deformation in crystals [1,2,5]. The same effects for the melts, liquids, glasses and biological tissues demonstrate the universality of plastic flow mechanisms in various materials [5].

1. Kissel, N.S. and Kisel, V.P. Mater. Sci. Eng. A, 309-310 (2001) 97-101.
2. Kisel, V.P. et al. Philos. Mag. A, 67 (1993) 343-360.
3. Darinskaya, E.V. et al. Pis'ma v ZhETF, 70, No 4 (1999) 298-302.
4. Kisel, V.P. NanoSPD2 (Int. Conf. on Nanomaterials), 9-13.12.2003, Vienna, Abstr. P-3.11.
5. Kisel, V.P. In: Untraditional natural resources, innovation technologies and products. Collected Scientific Works. Issue 10. Moscow, 2003, 183-196 (in Russian).

# UNIVERSAL MECHANISMS OF DISLOCATION MOTION AND MULTIPLICATION IN SOLIDS UNDER ULTRASOUND, CREEP, IMPACT AND SHOCK WAVE STRESSES

Kisel V. P.

*Institute of Solid State Physics, Chernogolovka, Moscow district*  
[kisel@issp.ac.ru](mailto:kisel@issp.ac.ru)

The effect of applied compressive-tensile stresses  $S$  ( $S = 0,6S_y$  to  $95S_y$ , where  $S_y$  is the resolved yield stress) and stress rates  $SR$  ( $SR = 10^4$  to  $10^6$  MPa/s) on dislocation dynamics was investigated in nominally pure NaCl and InSb crystals in the temperature range  $T = (4 \cdot 10^{-4}$  to  $0,65) T_{\text{melt}}$ .  $T_{\text{melt}}$  is the melting point. The general damping character of dislocation unpinning, motion and multiplication (crystal work-hardening,  $WH$ ) under various tests manifests in ultimate mean paths  $l_{\text{ult}}$ , and the mean number  $n_{\text{ult}}$  of mobile dislocations. Having covered a certain  $l_{\text{ult}}$ , the  $n_{\text{ult}}$  dislocations exposed to successive acts of multiplication thus forming slip lines, bands, subgrains, low- and high-angle grain boundaries, point defect clusters. In thin films with the thickness lower than the  $l_{\text{ult}}$  this dislocation motion may be detected only by the high density of point defect clusters [1] due to the climb of dislocation jogs under extremely high stresses [2].

The next important finding of this work is the fact that the  $l_{\text{ult}}$ ,  $n_{\text{ult}}$  ( $S$ ,  $SR$ ,  $T$ , impurity state and concentration) dependences under ultrasound, creep, impulse, impact stresses are topologically similar to the appropriate macroscopic quasistatic strain-stress curves, stress changes under relaxation or stepped variations in the stress rate vs flow stress and temperature for the same crystals. It is worth stressing that these  $WH$  dependences have the same non-monotonous behavior like it has been discovered for the V-shaped frequency dependences of hardening and softening in solids, liquids and biological tissues [3]. This means that the micromechanisms of dislocation dynamics and macroscopic work-hardening are the same for various ranges of  $S$ ,  $SR$ ,  $T$ , etc. and tests. The third remarkable finding is the scaling of stresses  $S_e$  at various fixed levels of strain,  $e = \text{const}$  – the so-called starting stresses for different scales of  $e$ -observation: at atomic (amplitude-independent or amplitude-dependent internal friction, deformation photoluminescence, etc.), microscopic (dislocation motion and multiplication) and macroscopic (yield and flow stresses up to fracture) scales of deformation for various crystal classes, different tests and environments. These and structural data, vacancy clusters irrefutably point to the key role of same dislocation mechanisms- cross-slip, climb and Orowan bowing of obstacles - in dislocation unpinning, motion and  $WH$  for various crystals, tests and environments.

1. Kiritani M. et al. Mater. Sci. Eng. A, 350 (2003) 1- 250.
2. Kisel, V.P. J. de Phys. (Paris), 46, Suppl. No 12 (1985) C10 (529-532).
3. Kissel, N.S. and Kisel, V.P. Mater. Sci. Engn. A, 2001, v. 309-310, pp 97-101.

## НЕЛОКАЛЬНОЕ ОПИСАНИЕ ТРЕЩИН

Неверова Т. И., Неверов В. В.

*Кузбасская государственная педагогическая академия, Новокузнецк*  
[neverov@kuzspa.ru](mailto:neverov@kuzspa.ru)

Предложена схема расчета поля напряжений трещин без асимптотического приближения. Схема включает учет активных напряжений, равных разности напряжения внешнего поля и сопротивления материала, а так же методы решения упругих задач для плоскости с разрезом. Поскольку асимптотическое приближение не проводится, то полученные решения упругих задач зависят от внешних условий, от формы и размеров тел и трещин, то есть от всех параметров, которые влияют на граничные условия.

Отмечаются эффекты нелокального описания для линейных трещин. Решение упругой задачи проводилось методом Мусхелишвили, основанном на свойствах интегралов типа Коши и конформном отображении, и модифицированном таким образом, чтобы находить положения концов трещины из условия отсутствия на них полюсов. Переход от локального или асимптотического к нелокальному описанию позволяет предсказать новые эффекты в поведении трещины, среди которых: скачки фронта трещин; вклад в силу, необходимую для преодоления фронтом трещины препятствий, от участков, расположенных вне трещины; дистанционное влияние на движение фронта трещины; возможное частичное взаимное уравнивание сил, связанных с полюсами; условия, способствующие как развитию, так и залечиванию трещин.

Рассмотрены поля напряжений для трещин, имеющих форму дуги окружности. Аналитическое решение упругой задачи о сдвиге плоскости с дуговой трещиной было найдено Мусхелишвили методом сведения к задаче сопряжения. В этом случае введение активного напряжения для перехода к нелокальному описанию не требуется, так как сама форма трещины приводит, например, в однородном сдвиговом поле или поле одностороннего растяжения, к неоднородному распределению внешних напряжений вдоль трещины. Эти напряжения меняют знак. В результате, для некоторых углов раскрытия трещин и направлений итоговое действие внешнего поля на берега трещины может вызывать рост трещины, может оказаться равным нулю, может вызвать залечивание трещин. В соответствии с этим полюс, как для разрывающих, так и для сдвигающих напряжений, на конце такой трещины меняет величину, знак и может отсутствовать. Используя эти решения, можно составить представление о процессах и параметрах движения трещины.

Асимптотическое описание обусловлено использованием модели сред с бесконечно высоким сопротивлением развитию трещин. При этом положение концов трещин задается вручную. Одновременно с этим на участке трещины задаются напряжения, которые ниже напряжений внешнего поля. Положение концов и снижение напряжений включаются в граничные условия упругой задачи. Решение упругой задачи дает на концах трещин полюса. Смысл полюсов состоит в том, что они порождают силы для прямолинейных или механические моменты для дуговых трещин, препятствующие распространению трещин и компенсирующие снижение сопротивления сдвигу на участке трещины.

Переход к нелокальному описанию позволяет учесть влияние на трещины всех факторов.

Нелокальный подход представляется единственно возможным при описании трещин, берега которых остаются в контакте и взаимодействуют.



# ВЛИЯНИЕ РАЗНОГО ВИДА ОБЛУЧЕНИЯ НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СОПОЛИМЕРОВ НА ОСНОВЕ АМИНОСТИРОЛА

Палистрант Н. А., Бивол В. В., Робу С. В.

*Институт Прикладной Физики АН Молдовы, Кишинэу, Республика Молдова*  
[natpal@phys.asm.md](mailto:natpal@phys.asm.md)

В последнее время большое значение уделяется сополимерам, продуктам совместной полимеризации двух и более полимеров, так как эти материалы могут удовлетворить по физическим и химическим свойствам всевозможным комбинациям требований различных областей потребления. Сополимеризация была и остается наиболее доступным и эффективным методом модификации свойств полимеров. Важно, что существуют внутренние резервы повышения эффективности этого метода. Именно поэтому в этом направлении ведутся интенсивные исследования во всем мире. В Институте прикладной физики Академии наук Молдовы получены новые сополимерные материалы на базе 4-аминостирола (стирол: бутилметакрилат: амино-стирол; аминостирол: глицидилметакрилат; аминостирол: стирол) методом радикальной полимеризации. Повышенное внимание к данным материалам обусловлено относительной простотой их получения, низкой себестоимостью, возможностью практического применения в качестве сред для тиражирования и хранения голографической информации (голографических копий). Для успешной реализации этих возможностей необходимо улучшить механические свойства полученных сополимеров. Известно, что в нанокompозитах на базе аминостирола под действием внешних воздействий происходят фотоструктурные превращения, приводящие к глубоким структурным изменениям. В результате этого полимерные слои упрочняются, улучшаются их адгезивные свойства, они становятся стабильными к высоким температурам и не растворяются в органических растворителях. Нами были исследованы условия сшивания для сополимеров под влиянием ультрафиолета и  $\gamma$ -квантов. Получено, что нанопараметры (нанотвердость  $H$  и предел упругости  $E$ ) увеличиваются более чем в 3 раза. Подобные изменения достигаются путем сшивания линейных молекул в трехмерную сетку за счет создания мостиков между заранее полученными линейными молекулами. Радиационно-химические превращения в полимерах, подвергнутых воздействию  $\gamma$ -излучения, в основном, обусловлены вторичными электронами, генерируемыми первичным излучением. Энергетический состав вторичного электронного излучения непосредственно связан с первичным излучением и монотонно изменяется в зависимости от его энергии и состава облучаемого материала. Наряду с процессами сшивания материалов имеет место и деструкция. При этом средняя молекулярная масса полимера уменьшается, в местах разрыва цепи образуются новые химические группы. Целью настоящей работы является исследование процессов деформации после облучения трех типов сополимеров, различающихся характером межмолекулярного взаимодействия, температурами плавления и стеклования, механическими и другими свойствами. Деформация осуществлялась нано- и микроиндентированием. Большое внимание уделялось модификации материалов. Для этих исследований использоваться просвечивающая, сканирующая и атомно-силовая микроскопия.



## ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ И ЭЛАСТИЧНОСТИ В НОВЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ АМИНОСТИРОЛА

Палистрант Н. А., Бивол В. В., Робу С. В.  
Смертенко П. С.\*, Дмитриев О.\*,  
Реутов В.Ф.\*\*

*Институт Прикладной Физики АН Молдовы, Кишинэу, Республика Молдова*

[natpal@phys.asm.md](mailto:natpal@phys.asm.md)

\* *Институт Физики полупроводников НАН Украины, Киев, Украина,*

[smertenko@isp.kiev.ua](mailto:smertenko@isp.kiev.ua)

\*\* *Объединенный Институт Ядерных Исследований, Дубна, Россия,*

[reutov@nrmail.jinr.ru](mailto:reutov@nrmail.jinr.ru)

Синтез сополимеров – один из эффективных способов модификации структуры полимеров и расширения их функциональных возможностей. В последнее время большое внимание уделяется созданию материалов, назначение и применение которых определяется их особыми и подчас уникальными свойствами – это так называемые функциональные полимерные материалы. Их типичные представители – полимеры и полимерные композиты, обладающие способностью реагировать на незначительные изменения окружающей среды. Нами были получены полимерные композиты на основе аминостирола со структурой, благоприятной для реализации эффекта памяти формы, и впервые выявлена способность восстановления формы при микроиндентировании. Наши материалы включают гибкие и жесткие сегменты, выполняющие, соответственно, функции реверсивной и «замороженной» фаз. Причем реверсивная форма имеет аморфную, а фиксированная – кристаллическую структуру. Для выявления структуры сополимеров применялась просвечивающая электронная микроскопия. В области между температурами стеклования и плавления кристаллической фазы полимеры находятся в высокоэластичном состоянии. При индентировании при комнатной температуре фиксируется отпечаток индентора. Если материал нагреть до температуры  $T$  и выдержать при этой температуре некоторое время ( $T_g < T < T_m$ , где  $T_g$  – температура стеклования, а  $T_m$  – температура плавления), первоначальная форма восстановится. Время выдержки при повышенной температуре определяется структурой материала, химическим составом, наличием добавок, толщиной и т.д. При исследовании температурных зависимостей микротвердости ( $H$ ) полученных на основе аминостирола композитов обнаружено значительное изменение  $H$  в области температуры стеклования. Это обстоятельство дало основание говорить о наличии у композитов памяти эластичности. Указанные свойства могут широко использоваться в температурных датчиках. В данной работе обсуждено поведение сополимеров при деформировании, определены основные механические параметры, получены сведения о строении полимеров. Такие исследования несут разностороннюю информацию о механизмах деформации, способствуют более глубокому пониманию закономерностей кинетики термостимулированной релаксации. Они инициируют работы, направленные на создание полимерных материалов, которые обладают новыми возможностями, что важно для расширения сферы их практического применения.

# СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И СВОЙСТВА СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ СПЛАВОВ TiNi

Столяров В. В.

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва  
Институт физики перспективных материалов, УГАТУ, Уфа  
[vlst@yauza.ru](mailto:vlst@yauza.ru)*

Сплавы Ti–Ni с эффектом памяти формы вызывают повышенный научный и практический интерес, благодаря уникальному сочетанию их механических и функциональных характеристик. Тем не менее, задача повышения свойств этих материалов является достаточно актуальной. В связи с этим в последние годы значительное внимание было сфокусировано на получении и исследовании сплавов Ti–Ni с ультрамелкозернистой (УМЗ) структурой [1, 2]. Метод интенсивной пластической деформации равноканальным угловым прессованием (РКУП) представляется наиболее важным, поскольку позволяет избежать загрязнения примесями и получать однородную УМЗ структуру в объемных заготовках, пригодных для практического применения [2].

При использовании метода РКУП температура, количество проходов, маршрут прессования и температура постдеформационного отжига являются наиболее важными для формирования необходимой дисперсности УМЗ структуры и, соответственно, повышенных физико-механических свойств. Цель данной работы – систематическое исследование влияния вариации режимов РКУП, а также постдеформационного отжига на микроструктуру и механические свойства сплавов на основе Ti–Ni.

Показано, что в результате РКУП в массивных прутках (диаметром 16–20 мм) сплавов  $Ti_{49,8}Ni_{50,2}$  и  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$  формируется динамически рекристаллизованная, равноосная и однородная по объему УМЗ структура с размером зерен менее 300 нм. В сплавах значительно повышаются прочностные свойства, по сравнению с закаленным крупнозернистым состоянием, и изменяется деформационное поведение при растяжении. Также исследованы режимы дополнительного отжига УМЗ состояния, позволяющие получить одновременно высокие прочность, пластичность, и функциональные свойства. Сплав  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$  проявляет эффект старения и может быть переведен в разряд «медицинских» применением постдеформационных отжигов в интервале 350–500 °С. РКУП приводит также к значительному повышению предела выносливости нитинола.

*Работа выполнена при частичной поддержке проекта МНТЦ 2114 и гранта РФФИ № 05-08-17951-а*

1. Khmelevskaya I.Yu., Trubitsyna I.B., Prokoshkin S.D., Dobatkin S.V., Tatyatin E.V., Stolyarov V.V., Prokofiev E.A. Thermomechanical treatment of Ti-Ni-based shape memory alloys using severe plastic deformation. Materials Science Forum (2003) 426-432 2765-2770.
2. В. В. Столяров, Е. А. Прокофьев, С. Д. Прокошкин, С. В. Добаткин, И. Б. Трубицына, И. Ю. Хмелевская, В. Г. Пушин, Р. З. Валиев, Структурные особенности, механические свойства и эффект памяти формы в TiNi сплаве, полученном равноканальным угловым прессованием, ФММ, 100, 6 (2005) 91-102

# МЕХАНОАКТИВАЦИЯ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ И НЕУПРУГИЕ ЯВЛЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Белоусов Н. Н.

Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина НАН Украины  
[bil@hpress.fti.ac.donetsk.ua](mailto:bil@hpress.fti.ac.donetsk.ua)

Инициирование фазового превращения при сдвиге под давлением способствует появлению метастабильного состояния, что создаёт предпосылки для формирования нанокристаллической структуры. Механоактивация фазового превращения и метастабильное состояние осуществлялись в Fe и в Fe–Cr–Mn–Ni сплаве ( $C_N = 0,01 \div 1,2\%N$ ) между наковальнями Бриджмена с наложением сдвиговой компоненты. Использовались специальные камеры, позволяющие: а) деформировать материал сосредоточенной нагрузкой в режиме активного и циклического нагружения с заданной скоростью, непосредственно в узлах деформационной машины б) непосредственно проводить in-situ исследования металлографическими, спектроскопическими и рентгенографическими методами. Упругие и неупругие свойства исследовались эхоимпульсным методом ( $f = 10 \div 210\text{МГц}$ ).

Результаты эксперимента показали, что:

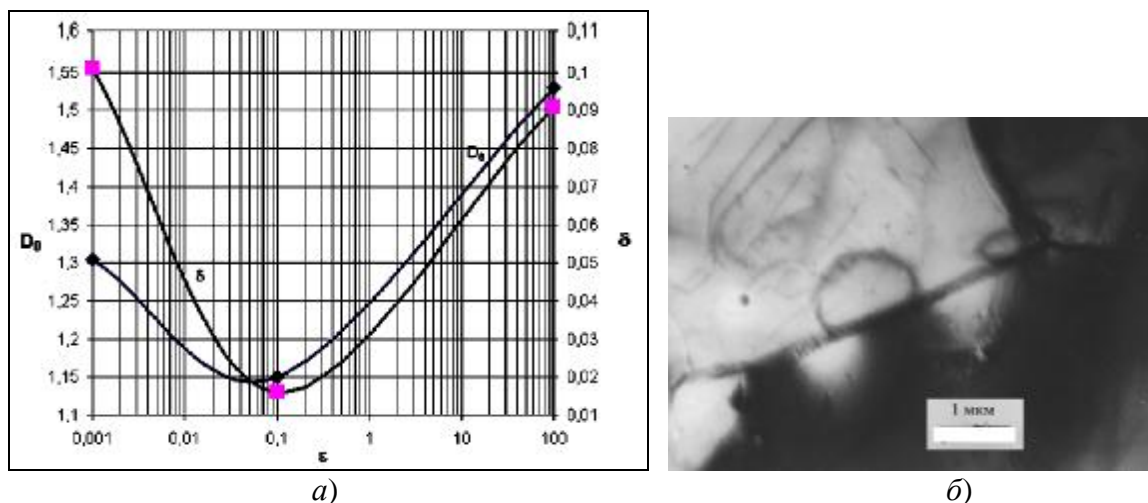
1. Кривая зависимости давления  $P$  от смещения наковален имела стадийный характер, для: а)  $P \leq 1$  ГПа – стадия упругого поведения; б)  $P \leq 10$  ГПа – стадия пластической деформации с фрагментацией элементов структуры; в)  $P > 10$  ГПа – стадия структурно-фазового упрочнения и вторичного упругого поведения.
2. При воздействии давления до  $P \leq 10$  ГПа сплав оставался однофазным ( $\gamma$ -фаза) во всем диапазоне изменения концентрации азота. Рентгенографически  $\alpha$ -фаза не регистрировалась, однако обнаружено начало появления немонотонной зависимости высокочастотных неупругих потерь при сохранении монотонности барической зависимости динамического модуля упругости (по частоте смещения ультразвукового резонанса).
3. Параметр кристаллической решетки линейно уменьшался с ростом давления. Уширение и интенсивность линий (111), (220), (200) немонотонно перераспределялись, что коррелировало с формированием текстуры и началом структурной фрагментации, что подтверждалось изменением характера неупругих потерь.
4. При давлении  $P \leq 20$  ГПа значительно увеличилось диффузное рассеяние. Рядом с линией (111)  $\gamma$ -фазы обнаружены новые, которые идентифицированы парой (110) $_{\alpha}$  и (110) $_{\beta}$  линий  $\alpha$ -фазы. Структурная неупругость значительно возросла. Барическая зависимость динамического модуля упругости в районе максимума отклонялась от линейной.
5. Рентгенографическими исследованиями (в области МУР) обнаружены наноразмерные выделения, связанные с перераспределением атомов азота в приграничных зонах структурных дефектов. Электронномикроскопическими исследованиями обнаружены в приграничных зонах локализованной пластической деформации наноразмерные области, характерные для нанодоменной двойниковой структуры.
6. Появление структурной неупругости и нелинейность динамического модуля упругости обусловлено термодинамической неустойчивостью дефектов, что связано с проявлением вязкого поведения структурных элементов, таких как: полосы скольжения, двойниковые границы и вновь образованные границы нанозёрен.

# МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОСТЬ ГРАНИЦ В ДОМЕНАХ ДЕФОРМАЦИИ ПОСЛЕ ПЛАСТОМЕТРИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ЖЕЛЕЗА В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕГО СЖАТИЯ

Алексеева Т. Н., Барахтин Б. К., Варгасов Н. Р., Лебедева Н. В.,  
Рыбин В.В.

ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия

Пластометрические испытания образцов железа в условиях горячего ( $700 \div 1000$  °С) сжатия в интервале скоростей деформации  $10^{-3} \div 10^2$  с<sup>-1</sup> указали на изменения в рельефе границ доменов деформации, обусловленные процессами возврата. Компьютерная обработка полутоновых изображений структур с применением щелевой селекции видеосигнала позволила выделить аппроксимирующие бинарные отображения границ. Последующий мультифрактальный анализ бинарных картин показал, что характеристики мультифрактальных спектров при экспериментальном разбросе значений в 3% имеют минимум, зависящий от скорости деформации и температуры испытаний (рис.1 а).



**Рис.1.** Зависимость  $D_0$  и  $\delta$  от скорости сжатия  $\dot{\epsilon}$  при  $1000$  °С (а) и периодические петли с дислокационными границами наклона, испущенные стыками зерен при  $\dot{\epsilon} = 3 \cdot 10^{-2}$  с<sup>-1</sup> (б).

В толковании данных, полученных для  $T = 1000$  °С, предполагается, что при  $\dot{\epsilon} = 10^{-1}$  с<sup>-1</sup> минимальное значение  $D_0$  свидетельствует о возникновении на границах доменов деформации новых объектов «гладкого» вида. Почти нулевая величина параметра  $\delta$ , который пропорционален упорядоченности и периодической составляющей в системе выделенных границ, указывает на фазовый переход 2-го рода. По результатам электронно-микроскопических наблюдений можно предположить, что превращение 2-го рода начинается в объемах большеугловых границ зерен без участия флуктуаций после преодоления порога наименьшей устойчивости путем образования бездефектных островков зернограницной фазы как наноразмерных зародышей новых зерен. В таком толковании границы зерен представляются диссипативными структурами, в которых в условиях сжатия при  $1000$  °С со скоростью  $\dot{\epsilon} \sim 10^{-2} \div 10^{-1}$  с<sup>-1</sup> возможен спектр пороговых значений энергии  $E$ , отвечающих сценарию самоорганизации по универсальному алгоритму:  $E_n / E_{n+1} = \Delta_i^{1/m}$ , где  $\Delta_i$  – постоянная;  $m$  – показатель, контролирующий последовательность структурных перестроек.

# ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ МНОГОКРАТНОГО ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО КОНТРЕЛА СФЕРИЧЕСКИМ ИНДЕНТОРОМ ПО ДИАГРАММЕ ЕГО НЕПРЕРЫВНОГО ВДАВЛИВАНИЯ

Мосейко В. В.

Волгоградский государственный технический университет, Россия,  
[volga7279@coltel.ru](mailto:volga7279@coltel.ru)

В работе рассмотрена расчетная диаграмма непрерывного вдавливания сферического индентора высокой твердости в упругопластическое контртело с повторными циклами нагружения-разгрузки, на которой по оси абсцисс откладываются значения полного сближения  $\alpha$  индентора с контртелом, а по оси ординат – нагрузка на индентор  $P$ .

Полное сближение  $\alpha$  в контакте складывается из остаточного сближения  $h$ , равного глубине восстановленного отпечатка, и упругого сближения  $\alpha_y$ , исчезающего со снятием нагрузки вследствие упругого восстановления контртела и индентора. Первое слагаемое с известным приближением может быть выражено как

$$h \approx \frac{P}{\pi D \cdot \Gamma \dot{A}},$$

где  $D$  – диаметр сферического индентора;  $HД$  – статическая пластическая твердость контртела; при динамическом нагружении (ударе) – динамическая пластическая твердость  $HД_d$ ;  $HД_d = \eta_{HД} HД$  [1, 2];  $\eta_{HД}$  – динамический коэффициент твердости, а второе слагаемое – по известной формуле Г. Герца для случая упругого контакта сферического индентора с вогнутой сферической поверхностью восстановленного отпечатка, кривизна которой изменяется пропорционально  $h$ .

При этом диаграмма вдавливания представляется линией нагружения, соответствующей упругопластической контактной деформации индентора и контртела и совокупностью линий упругой разгрузки, причем ход линий разгрузки может быть описан формулой Г. Герца, в которой глубина  $h$ , определяющая кривизну восстановленного отпечатка, остается при разгрузке величиной постоянной и равной ее максимальному значению, достигнутому в конце нагружения [1, 2].

Из диаграммы следует, что если при первом статическом или динамическом нагружении упругая и пластическая деформации развиваются практически одновременно, то при повторных нагружениях индентора строго в центр ранее нанесенного отпечатка, в том числе, и ударах, вначале развивается упругая деформация, а затем, после перелома в точках сопряжений линий разгрузки и нагружения – упругопластическая. Поэтому энергия повторных ударов расходуется, в первую очередь, на преодоление сил упругого, а затем – на преодоление сил упругопластического деформирования; при этом каждый очередной удар с одной и той же энергией увеличивает это соотношение в пользу сил упругого деформирования. Наконец, наступает такой момент, когда вся кинетическая энергия индентора переходит целиком в энергию упругого деформирования – дальнейший рост размеров отпечатка при этом прекращается.

1. Дрозд М.С. Определение механических свойств металла без разрушения. – М.: Металлургия, 1965. – 171 с.
2. Дрозд М.С., Матлин М.М., Сидякин, Ю.И. Инженерные расчеты контактной деформации. – М.: Машиностроение, 1986. – 224 с.



# ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И СОБСТВЕННЫЙ МЕХАНИЗМ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ТУГОПЛАВКОГО МЕТАЛЛА С ГЦК-РЕШЕТКОЙ

Панфилов П. Е.

Уральский государственный университет, Екатеринбург  
[peter.panfilov@usu.ru](mailto:peter.panfilov@usu.ru)

При анализе причин деградации современных конструкционных материалов с неизбежностью возникает вопрос о физическом механизме разрушения. Хрупкость чистых гцк-металлов и классических сплавов на их основе, как правило, связывают с действием внешней среды (опасных примесей), хотя нельзя полностью исключить и влияния микроструктуры. Действительно, до сих пор не получено ни одного свидетельства в пользу того, что гцк-металлы с температурой плавления ниже 1800 °С, способны разрушаться на хрупкий манер. Однако, тугоплавкий иридий ( $T_{пл} = 2443$  °С) сочетает в себе способность к значительной пластической деформации со склонностью к хрупкому внутризеренному разрушению. А это значит, что есть основание говорить о собственном механизме хрупкости гцк-металла. В настоящем сообщении показано, каким образом этот механизм был аттестован.

На моно- и поликристаллических образцах было детально описано механическое поведение чистого иридия и его высокопрочного сплава с рением и рутением. Процедура включала в себя: (1) анализ хода деформационных кривых монокристаллов при растяжении и сжатии при комнатной температуре; (2) анализ распределения следов деформации и развития трещин на боковых поверхностях монокристаллических образцов при растяжении; (3) описание формирования шейки на проволоках в интервале температур 20 –1500 °С; (4) исследование морфологии поверхностей изломов испытанных образцов; (5) аттестацию дислокационной структуры деформированного иридия; (5) изучение эволюции трещин в тонких фольгах иридия для просвечивающего электронного микроскопа.

Показано, что преобладающим механизмом деформации в тугоплавком иридии является обычное для гцк-металлов октаэдрическое скольжение полных дислокаций с векторами Бюргерса 110. Однако, благодаря сильным межатомным связям (высокая температура плавления), подвижность 110 дислокаций в нем почти на два порядка выше, чем в платине. Из-за этого эволюция дислокационной структуры в монокристалле иридия оказывается ограниченной стадией накопления дислокационных сеток. В массивном (3D) монокристалле сетка является стабильной конфигурацией, и, поэтому при приложении растягивающих напряжений наступает момент, когда ресурс пластичности образца оказывается исчерпанным (благодаря тому, что материал сильно упрочнился), и возникают условия для появления и роста хрупких трещин. Их развитие приводит к разрушению высокопластичных монокристаллов иридия внутризеренным сколом. Напротив, в тонкой фольге (2D кристалле) при приложении растягивающей нагрузки сетка не будет стабильной конфигурацией, и поэтому характер разрушения иридиевой фольги не отличается от того, что наблюдается в фольгах из золота, никеля или алюминия.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (проект № 04-03-32073).*

# УЧЕТ ВОЛНОВОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ КАПЛЕУДАРНОЙ ЭРОЗИИ ЛОПАТОК ПАРОВЫХ ТУРБИН

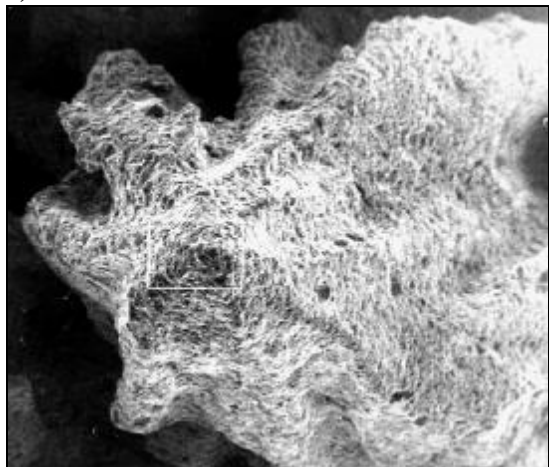
Скотникова М. А., Мотовилина Г. Д., Штельмах С. В., Ланина А. А.

Санкт-Петербургский институт машиностроения, Россия,  
[Skotnikova@mail.ru](mailto:Skotnikova@mail.ru)

Методами растровой электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа исследовали морфологические особенности эродированной поверхности и структурно-фазовые превращения, происходящие вдоль направления движения ударной волны в материале рабочих лопаток паровой турбины из титанового сплава TC5, отработавшей 7000 часов.



а) ×40



б) ×800

**Рис. 1.** Внешний вид эродированной поверхности рабочей лопатки турбины

Как показали результаты, морфология эродированной поверхности лопаток паровых турбин представляла собой «сотовую» форму, состоящую из глубоких каверн с заостренными перемычками в виде пирамидальных элементов с расстоянием между ними 400...700 мкм, рис.1 а,б. Под поверхностью вблизи границ двух соседних оснований пирамидальных элементов наблюдались хрупкие зародышевые микротрещины.

Закономерная периодичность в формировании зародышевых микротрещин и пирамидальных элементов в поверхностном слое лопаток свидетельствовали о разбиении материала при ударе на мезообъемы размером 400...700 мкм и о локализации пластической деформации и разрыве вдоль их границ раздела.

Результаты рентгеноструктурного анализа показали, что вблизи поверхности имело место резкое увеличение параметра ОЦК-кристаллической решетки, соответствующего хрупкой бета-фазе когерентно связанной с омега-фазой.

Таким образом, в направлении движения ударной волны при каплеударной обработке поверхности паровой лопатки,

впереди движущегося потока капель, создающего периодическую концентрацию напряжений, формируется разгрузочная волна пластической деформации, обеспечивающая их релаксацию, в результате локальных структурных и фазовых превращений деформируемого кристалла, который в целом остается структурно-стабильным. Период локализации деформации (размер пирамидального фрактурного) зависит от термо-кинетических условий удара и от релаксационной способности (структурной и концентрационной) поверхностного слоя материала лопатки.



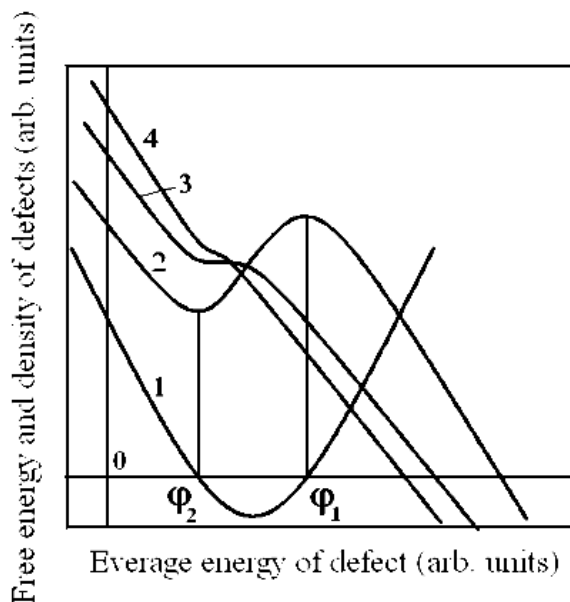
## НЕРАВНОВЕСНАЯ ТЕРМОДИНАМИКА РАЗРУШЕНИЯ КВАЗИХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Метлов Л. С.<sup>1,2)</sup>, Анциферов А. В.<sup>2)</sup>

<sup>1)</sup> Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина  
Донецк, [metlov@mail.donbass.com](mailto:metlov@mail.donbass.com)

<sup>2)</sup> Украинский государственный научно-исследовательский и проектно-конструкторский институт горной геологии, геомеханики и маркшейдерского дела  
НАН Украины

Изменение свободной энергии при разрушении квазихрупких тел в изотермических процессах описывается введением дуальной пары дополнительных параметров – статической температуры  $j$  и плотности числа микротрещин  $h$ , и рассматривается формально в рамках равновесной термодинамики. Вследствие отсутствия механизмов обеспечения внешних воздействий на систему в форме потока микротрещин система не может удерживать равновесное распределение при произвольных значениях параметров  $j$  и  $h$  и медленно эволюционирует к минимуму свободной энергии. В кубическом приближении возможны три формы зависимости свободной энергии от статической температуры. При невысоких внешних механических нагрузках свободная энергия описывается кривой с одним минимумом (рисунок), и статическая температура эволюционирует к равновесному значению  $j_2$ . Уравнение состояния, следующее из данного вида свободной энергии, описывается кривой 1 на рисунке. При высоких статических температурах выше  $j_1$  в системе возникают положительные обратные связи, и она эволюционирует в сторону еще больших значений  $j$  вплоть до макроскопического разрушения. Состояния с отрицательной и положительной обратной связью разделены энергетической щелью. Наличие такой щели приводит к невозможности непрерывного перехода от равновесного состояния к макроскопическому разрушенному состоянию, что обеспечивает длительную устойчивость материала к разрушению.



При высоких внешних механических напряжениях свободная энергия описывается графиком в виде ниспадающей кривой, не имеющей экстремумов (кривые 3, 4 на рисунке). Любое начальное состояние эволюционирует в сторону роста статической температуры. Материал деформируется подобно крипу, и процесс всегда завершается макроскопическим разрушением материала.

Исходя из выявленных особенностей модели, удается объяснить различие характера устойчивости горных пород вокруг технологических выработок на больших и малых глубинах. На

малых глубинах состояние горных пород описывается кривой 2. Наличие равновесного значения статической температуры обеспечивает длительную устойчивость подземных сооружений. На больших глубинах равновесные значения отсутствуют, и имеет место аномально большие смещения горных пород в область свободного пространства горных выработок.

# ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ЯДЕР ДИСЛОКАЦИЙ НА СВОЙСТВА НОНОМАТЕРИАЛОВ

Метлов Л. С.

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина*  
*Донецк, Украина*  
[metlov@mail.donbass.com](mailto:metlov@mail.donbass.com)

Континуальная теория дислокаций не рассматривает взаимодействие дислокаций на близких расстояниях, на котором начинает проявляться дискретный характер последних. В качестве основной силовой характеристики классическая теория оперирует вектором Бюргерса дислокации и не обращает внимания на масштаб пространственной области, в которой формируется сбой кристаллической решетки. В то же время этот сбой может занимать меньшую область – локализованное состояние ядра дислокации, и большую область – делокализованное или распределенное состояние ядра дислокации. А так как от степени локализации дислокации зависит ее подвижность и сила взаимодействия с другими дислокациями, то ширина дислокации является важной силовой характеристикой последней. Принципиальным является то, что в условиях интенсивных пластических деформаций (ИПД) для одного и того же материала часть дислокаций может находиться в одном структурном состоянии, часть – в другом. Кроме того, одна и та же дислокация часть времени может проводить в одном структурном состоянии, часть – в другом. Более того, в принципе возможна ситуация, когда в силу пространственного строения контура дислокации одна часть этого контура может находиться в одном структурном состоянии, а вторая – в другом. В последнем случае более подвижная делокализованная часть контура дислокации будет тормозиться на менее подвижной локализованной части дислокации, то есть дислокация сама для себя является препятствием.

В этой ситуации множество сценарием поведения дислокаций резко возрастает. В том числе для рождения новых дислокаций в условиях ИПД нет необходимости существования внешних препятствий типа источников Ридера – дислокации являются самодостаточными и могут генерироваться сами по себе под действием повышенных локальных напряжений окружающих их дислокаций. Кроме того, возможность смены структурного состояния дислокаций в процессе ИПД их взаимодействие приобретает не только чисто силовой, но информационный характер. Дислокации демонстрируют не тривиальное поведение – они внешне, казалось бы, без видимых причин меняют знак своего движения, “уступают друг другу дорогу”, и, тем самым, демонстрируют элементы интеллектуального поведения.

Сменой структурного состояния дислокаций можно принципиально объяснить факт сочетания у наноматериалов высоких прочностных и пластических свойств. А именно: неравновесные границы нанозерен состоят, главным образом, из дислокаций, находящихся в локализованном структурном состоянии. В силу низкой подвижности дислокаций в этом состоянии они более устойчивы к внешним механическим воздействиям, и материал демонстрирует более высокую прочность. При превышении внешними механическими напряжениями более высокого предельного значения дислокации переходят в делокализованное состояние, и материал демонстрирует высокие пластические свойства.

# ФОРМИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ (ИПД)

Махнева Т. М.

*Институт прикладной механики УрО РАН, г. Ижевск*  
<mailto:makhneva@udm.net>

При закалке (З) холоднодеформированных ферритных сплавов с содержанием Cr 5–30% в условиях атмосферного давления воздуха в замкнутом объеме (ЗО) показана возможность увеличения растворимости азота (N) [1-5]. Азот, являясь одним из самых сильных аустенитообразующих элементов, расширяет область существования  $\gamma$ -фазы при температуре закалки и существенно задерживает  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение при охлаждении, формируя при комнатной температуре остаточный аустенит ( $\gamma_{\text{ост}}$ ), количество которого тем больше, чем больше растворено N в  $\gamma$ -твердом растворе. В частности, был установлен интервал давлений воздушной атмосферы, в котором растворимость N в сплаве X15 при нагреве под закалку имеет наибольшие значения, а количество  $\gamma_{\text{ост}}$  изменяется через максимум и коррелирует с изменением постоянной решетки и содержанием N в сплаве.

Исследование комплексом методов фольг (30 мкм) из сталей O8X15H5D2T и 15X14H4B, полученных ИПД, показало, что их фазовый состав после ЗЗО также существенно зависит от условий проведения закалки. Количество  $\gamma_{\text{ост}}$  определяется отношением  $m_{\gamma}/m_{\text{ТВ}}$  (массы газовой фазы в ЗО к массе твердого вещества) и составом поверхности фольг и изменяется от 0 до 100%. Наибольшее изменение устойчивости  $\gamma_{\text{ост}}$  происходит в очень узком интервале низких значений давления воздуха и имеет экстремальный характер. При этом обязательным условием повышения устойчивости  $\gamma_{\text{ост}}$  является наличие в твердом растворе высокотемпературной  $\gamma$ -фазы растворенного N не менее чем 0,1%. Вторым, также необходимым, условием должно быть изменение содержания Cr не менее чем на 40%, как и в случае закалки сплава X15 [2].

Азотистый аустенит, образующийся в результате азотирования при ЗЗО, имеет постоянную решетки на 0,34% (0,0122 Å) большую, чем у  $\gamma_{\text{ост}}$  после закалки из глубокого вакуума. В результате растворения N воздуха в высокотемпературной  $\gamma$ -фазе при нагреве под закалку и фазового  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при охлаждении образующийся мартенсит в исследуемых сталях приобретает тетрагональность.

Варьируя количество растворенного в высокотемпературной  $\gamma$ -фазе N, возможно ЗЗО при низких значениях давления воздуха изменять в тонких сечениях мартенситных малоуглеродистых сталей фазовый состав и свойства.

1. Гончарова Н.В., Махнева Т.М., Елсуков Е.П., Воронина. Е.В. Влияние газовой среды на фазовые превращения в ферритном Fe-Cr сплаве при термообработке //ФХОМ. 1997. № 4.
2. Гончарова Н.В., Махнева Т.М., Елсуков Е.П., Воронина.Е.В., Титорова Д.В. Остаточный аустенит в ферритном сплаве Fe-Cr // ФММ. 1998. Т. 86. В. 6.
3. Гончарова Н.В., Махнева Т.М. Термодинамическая оценка растворимости азота в сплавах Fe-Cr // ФММ. 2000. № 1.
4. Гончарова Н.В., Махнева Т.М. Фазовые превращения в ферритном сплаве при термообработке на воздухе в замкнутом объеме // Перспективные материалы 2000. № 4.
5. Гончарова Н.В., Махнева Т.М.//Патент РФ С23С 8/28, 2184175. БИ №18. 2002.

## ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ТЕКСТУРНОГО АНАЛИЗА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Яшников В. П.

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

Внутренняя геометрия группового пространства трехмерных вращений  $SO(3)$  лежит в основе текстурного анализа подобно тому, как обычная евклидова геометрия является основанием классической геометрической кристаллографии. Согласно этому “принципу соответствия“, все понятия и результаты, относящиеся к базисным геометрическим построениям трехмерного текстурного анализа, могут быть и, значит, должны быть выражены в терминах неевклидовой геометрии пространства  $SO(3)$  и его алгебраической групповой структуры.

Реализацию этой программы естественно начать с отбора и анализа тех понятий и конструкций внутренней геометрии трехмерной группы вращений, на которые опирается решение проблемы построения приведенного ориентационного пространства кристаллографической текстуры. Так, исчерпывающее геометрическое описание областей разбиения Дирихле–Вороного, двойственного к совокупности элементов собственной точечной группы решетки зерна исходной ориентации (примитивных ориентационных ячеек), требует введения не только внутренней (угловой) метрики, но также и геодезических кривых вместе с детальным изучением на этой основе структуры движений общего вида в пространстве  $SO(3)$  и, в особенности, так называемых, неевклидовых вращений этого пространства.

Ограничения, которые должны выполняться для любой внутренней точки примитивного ориентационного полиэдра кристаллографической текстуры, должны быть сформулированы в терминах геодезических поверхностей пространства  $SO(3)$ . В свою очередь, эти поверхности могут быть введены и изучены в деталях лишь на основе геодезических кривых пространства вращений. Другими словами, “габитус” любого примитивного ориентационного полиэдра может быть описан лишь в терминах геодезических кривых и геодезических поверхностей пространства  $SO(3)$ .

Основные концепции и избранные результаты, относящиеся к внутренней геометрии трехмерной группы вращений, представлены в форме, удобной для дальнейших приложений к разнообразным проблемам текстурного анализа. Стартуя с базисных понятий регулярной и кусочно-регулярной кривой в групповом пространстве  $SO(3)$ , мы рассматриваем функционал угловой длины и вводим далее геодезические кривые. Показано, что геодезические могут быть вполне охарактеризованы в теоретико-групповых терминах, как классы смежности всевозможных однопараметрических подгрупп  $SO(3)$ . Обсуждаются два типа параллелизма между геодезическими (левый и правый) и соответствующие конгруэнции. Геодезические кривые характеризуются в терминах порождающих их векторов. Получены соответствующие трансформационные правила под действием движений. Геометрическая структура движений общего вида и неевклидовых вращений описана на этой основе. Левый параллелизм геодезических кривых важен в связи с макроскопической симметрией кристаллографической текстуры. Он также дает возможность интерпретировать дифрактометрию текстур (измерение полюсных плотностей) как своеобразную томографию ориентационного пространства текстуры.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В НЕЧЕТКОЙ СРЕДЕ

Осташев В. В., Шевченко О. Д.

ПГПУ, Псков, Россия  
[ostvv@yandex.ru](mailto:ostvv@yandex.ru)

1. Локальность проявления и осциллирующий характер изменения – общая черта кинетики микропластических деформаций на мезоуровне, представляются как результат нелинейных взаимодействий мезодефектов, которые реализуются, в общем случае, по схеме сдвиг-поворот. Трансляционные и ротационные составляющие тензора дисторсии структурного уровня  $K$ , определяемые экспериментально по ансамблю мезодефектов на длине  $X_k$  в зависимости от средней деформации  $\Theta_j$ , описываются некоторыми случайными функциями  $\epsilon_{ij}(x_k|\Theta_j)$ . Рассмотрим деформируемый поликристаллический материал на мезоуровне как конечное дискретное пространство  $N$  со структурой, состоящей из  $S(\epsilon_i, \gamma_i, \omega_i) \in N$  взаимосвязанных мезодефектов одного иерархического уровня. Совокупность сдвиговых ( $\gamma$ ), поворотных ( $\omega$ ) и линейных деформаций ( $\epsilon$ ) образуют информационное пространство  $\Gamma\{\gamma_i\}, \Omega\{\omega_i\}, E\{\epsilon_i\}$ , представляющих собой класс одинаково структурированных множеств. Функциональная модель структуры задается отображением:

$$M: \Gamma \times \Omega \times E \times [0, T] \rightarrow \Theta,$$

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

2. Операцией Sort up зададим отношение нестрогого порядка  $\epsilon_i \leq \epsilon_{i+1}$  на множестве  $E_c\{\epsilon_i\}$ . Появляется понятие нечеткого отображения, т.к. каждое значение  $\epsilon_i$  множества  $E_c\{\epsilon_i\}$  имеет несколько образов в множествах  $\Gamma_c\{\gamma_i\}, \Omega_c\{\omega_i\}$ . Нормированием сортированных множеств переходим к представлению составляющих деформации функциями принадлежности –  $\mu_\epsilon, \mu_\gamma, \mu_\omega$ . Упорядоченные на  $E_c\{\epsilon_i\}$  подмножества  $\Gamma_c\{\gamma_i\}, \Omega_c\{\omega_i\}$  определяют математическую конструкцию из двух классов  $S$ :  $ObS$ -фиксированный класс одинаково структурированных множеств и  $MorS$ -класс морфизмов структуры, заданных на этих множествах так, что каждой упорядоченной паре из множеств  $\Gamma_c\{\gamma_i\}, \Omega_c\{\omega_i\}, E_c\{\epsilon_i\}$  отвечает одна из комбинаций:  $Mor_s(\epsilon_i, \gamma_i) \subset MorS, Mor_s(\epsilon_i, \omega_i) \subset MorS, Mor_s(\gamma_i, \omega_i) \subset MorS, Mor_s(\gamma_i, \omega_i) \times Mor_s(\omega_i, \epsilon_i) \subset MorS$ .

Структура множества  $MorS$  отражает условия нагружения – нечеткий гомоморфизм отношения может быть нечетким мономорфизмом, нечетким эпиморфизмом, нечетким изоморфизмом. На этой основе анализ отображения позволяет выделить три возможных механизма развития микропластических деформаций:  $\gamma \rightarrow \omega \rightarrow \epsilon; \gamma \rightarrow \epsilon; \omega \rightarrow \epsilon$  – объемная доля каждого в общей схеме зависит от условий нагружения.

3. Структуризация деформируемого поликристаллического материала в процессе деформации – это изменение структуры морфизмов и мощности множества  $E_c\{\epsilon_i\}$ , что представляется как изменение бинарного отношения  $\alpha \subseteq MorS$  в интервале  $t_1(\epsilon_i) - t_2(\epsilon_i)$  и понимается как множество всех тех пар  $d\alpha/dt = [\alpha(\epsilon_1) - \alpha(\epsilon_2)] \cup [\alpha(\epsilon_2) - \alpha(\epsilon_1)]$  из  $MorS$ , которые или вошли в этот интервал, или вышли из него.

Таким образом, предлагаемая модель содержит простую интерпретацию, согласно которой допустимые структурные состояния деформируемого поликристаллического материала на мезоуровне – это объекты категории  $S$ , а разрешенные переходы между состояниями – это морфизмы категории  $S$ .

## ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И УПРАВЛЕНИЕ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

**Вьюненко Ю. Н., Журбенко П. Н.\***

*СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия  
\*СПГУРП, Санкт-Петербург, Россия*

Исследования ультразвукового воздействия на металлические материалы с эффектом памяти формы показали, что возможна организация скользящего проявления ЭПФ по всей длине протяженного образца [1]. Альтернативный способ реализации такого процесса за счет теплопроводности оказался малоэффективным. В отличие от ультразвукового стимулирования ЭПФ, даже при больших перепадах температуры по длине образца ( $\approx 100$  К на 120 мм), развитие деформационных процессов памяти формы в сплаве TiNi идет медленно; мартенситное превращение и ЭПФ реализуются лишь на участке проволочного образца  $\approx 50$ –60 мм.

Известно, что пластическая деформация изменяет границы температурного интервала мартенситного превращения [2,3]. Это позволяет реализовать режим дискретного срабатывания АПФ на отдельных участках образца, предварительно деформированных до разных величин пластической деформации. При равномерном нагреве поверхности образца ЭПФ в первую очередь начнется на участке с минимальным значением  $A_s$ . Выбирая скоростной режим нагрева поверхности и распределяя уровень пластической деформации по длине образца, можно программировать выполнение сложных манипуляций. На примере S-образно изогнутой проволоки продемонстрирован режим развития ЭПФ, близкий к скользящему.

1. Вьюненко Ю. Н., Журбенко П. Н., Рубаник В. В., Рубаник В. В. (мл.) О скользящем проявлении ЭРФ// Сб тез. XLIV Междун. конф. «Актуальные проблемы прочности» (3 – 7 октября 2005 г., г. Вологда), Вологда.– 2005.– С. 66.
2. Беляев С.П., Волков А.Е., Иночкина И.В., Пантелеева Н.В. Эффекты мартенситной неупругости в никелиде титана после предварительной пластической деформации.//Физика процессов деформации и разрушения и прогнозирование поведения материалов./ Труды XXXVI Междун. конф. «Актуальные проблемы прочности», Витебск, 2000.– Т.2.– С. 689-693.
3. Хусаинов М. А. , Волнянская О.Ю. Влияние режима предварительного термоциклирования на деформационно-силовые параметры сплава с памятью формы.// Науч. труды V Международного семинара «Современные проблемы прочности» им. В.А. Лихачева, Великий Новгород, 2001.– Т.2.– С. 123-127.



## КИНЕТИКА СКАЧКООБРАЗНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА АМг6

Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Золотов А. Е.

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

Эффекту Портевена–Ле Шателье посвящено огромное количество публикаций за последние почти сто лет, в то же время прерывистое течение сверхпластичных материалов исследовалось всего лишь в нескольких работах [1-3]. В [2, 3] изучали осцилляции нагрузки при растяжении сплавов Al–Li и Al–Mg. Авторы заключили, что скачки нагрузки являются машинным эффектом, связанным с осцилляциями мгновенной скорости траверсы при сравнительно низких нагрузках, свойственных деформированию сверхпластичных материалов.

Нестационарные аспекты пластического течения удобнее исследовать при растяжении в мягкой машине, так как в этой экспериментальной ситуации информация о развитии пластической неустойчивости извлекается из прямого измерения нестационарной деформации  $\epsilon(t)$ . Образцы промышленного сплава АМг6 (Mg–6,3%, Mn–0,7%, средний размер зерна 10 мкм) имели форму двухсторонних лопаток с размером рабочей части  $6 \times 3 \times 1.2$  мм<sup>3</sup>. Растяжение образцов производили с постоянной скоростью возрастания нагрузки  $\dot{F} = const$  в мягкой испытательной машине, аналогичной описанной в работе [4], в температурном интервале 400–600 °С. Установлено, что по основным признакам сверхпластичности (СП) сплав АМг6, деформируемый с постоянной скоростью роста нагрузки, находится в СП состоянии. Перед разрывом материал выходит из СП состояния ( $m < 0.2$ ,  $t > 3bG/d$ ,  $\dot{\epsilon} > 0.1$ ), что, видимо, и является причиной макроразрушения образца.

Обнаруженные скачки имеют вид ступеней на монотонно возрастающей зависимости  $\epsilon(t)$ . Максимальная амплитуда скачка зарегистрирована при 450 °С и составила  $DL = 80$  мкм ( $De = 1,33\%$ ), а верхняя оценка средней амплитуды скачка –  $< DL > \approx 30$  мкм ( $< De > \approx 0,05\%$ ); характерная длительность фронта скачка находится в интервале от 40 до 300 ÷ 500 мс, а мгновенная скорость деформации на фронте скачка превышает в ~10-30 раз скорость монотонной составляющей на соответствующем участке кривой нагружения. Показано, что обнаруженные скачки деформации не связаны с шумами машины, а отражают нестационарные скачкообразные процессы пластической деформации сплава АМг6 в условиях сверхпластичности. Предполагается, что скачки СП обусловлены чередованием процессов зернограничного проскальзывания и скольжения в очень большом количестве зерен, что, по существу, аналогично механизму, согласно которому СП осуществляется системой макросдвигов вдоль полос кооперативного зернограничного проскальзывания [5].

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-02-16143).*

1. Лайнер Д.И., Цыпин М.И., Новиков А.В. и др. // ДАН СССР, 1973.– Т. 209.– С. 80.
2. Li F., Blackwell // Metallurgical Transactions A, 1992. –Vol. 23A. – P. 2667.
3. Khaleel M.A., Smith M.T., Pitmara S.G. // Scripta Mater., 1997.– Vol. 37.– № 12.– P. 1909.
4. Шибков А.А., Лебедкин М.А., Желтов М.А. и др. // Заводская лаборатория, 2005.– № 7.– Т. 71.– С. 20.
5. Пшеничнюк А.И., Кайбышев О.А., Астанин В.В. // ФТТ, 1997.– Т. 39.– С. 2179.



## ДИНАМИКА ВЕТВЛЕНИЯ ДЕНДРИТОВ ЛЬДА

Шибков А. А., Казаков А. А., Верченев А. А.

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

Природа эмиссии боковых ветвей дендритных кристаллов является наиболее сложным и нерешенным в настоящее время вопросом дендритного роста. Теории дендритообразования рассматривают в качестве первичной неустойчивости фазовой границы диффузионную неустойчивость Маллинза–Секерки [1], а ее триггером – либо тепловой шум [2], либо осцилляции вершины дендрита [3].

Настоящая работа посвящена экспериментальному исследованию механизмов образования боковых ветвей дендритов льда, растущих в бидистиллированной переохлажденной воде, на основе верификации теорий дендритообразования. Ранее было установлено, что предсказания теорий образования боковых ветвей, основанных на механизме селективного усиления шума, не согласуются с особенностями дендритного роста льда [4], и для объяснения природы ветвления необходимо привлекать другие механизмы. Цель настоящей работы состояла в экспериментальной верификации осцилляторного механизма образования боковых ветвей дендритов льда.

Измерялись кинетические кривые роста двенадцати дендритов с развитыми боковыми ветвями, растущих при различных переохлаждениях  $\Delta T$  в интервале от 0,40 до 2,15 °С. Обнаружено, что для всех исследованных дендритов кинетические кривые роста, т.е. временные зависимости положения вершины дендрита, имеют ступенчатый вид. Проведены *in situ* исследования взаимосвязи динамических осцилляций вершины дендрита с динамикой первых боковых ветвей. Показано, что в фазе торможения вершины, когда ее радиус кривизны проходит через локальный во времени минимум, на боковой поверхности начинает образовываться необратимая деформация в форме складки, впадина и выступ которой движутся в противоположные стороны относительно стационарного решения – дендрита Иванцова. Обнаружено, что флуктуации формы вершины, вызывающие развитие первого поколения боковых ветвей, обусловлены флуктуациями направления роста вершины относительно оси дендрита, что свидетельствует о существенной роли анизотропии поверхностных свойств межфазной границы лед–вода в механизме образования боковых ветвей дендрита льда [5]. Предполагается, что обнаруженные флуктуации вектора скорости вершины дендрита обусловлены флуктуациями теплового поля, вызванными колебаниями разности масс  $\Delta m_{LR}(t)$  относительно оси ствола дендрита (направление  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ ). Делается вывод о том, что рост изотермического дендрита льда в переохлажденной воде представляет собой пример морфогенеза диссипативной системы, демонстрирующей детерминированный хаос.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-02-16143).*

1. Mullins W.W., Sekerka R.S. // J. Appl. Phys., 1963. –Vol.34. –№2. –P.323.
2. Brener E., Temkin D. // Phys. Rev. E., 1995.– Vol.51.– №1.– P.351.
3. Kessler D., Koplik J., Levine H. // Phys. Rev. A., 1984.– Vol.30.– №6.– P.3161.
4. Шибков А.А., Желтов М.А., Королев А.А., Казаков А.А., Леонов А.А. // Кристаллография, 2004.– Т.49.– № 6.– С. 1153.
5. Шибков А.А., Леонов А.А., Казаков А.А., Столбенников А.А. // Материаловедение, 2005.– №7.– С. 2.

## СКАЧКООБРАЗНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Zn В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ 300–700 К

Шибков А. А., Желтов М. А., Денисов Е. К., Михлик Д. В., Алпатов Д. М.

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

Макроскопическая скачкообразная деформация металлов более ста лет является предметом интенсивных исследований, однако ее природа во многом остается не выясненной. В частности, мало изучен вопрос о влиянии на прерывистое течение исходной структуры поликристаллических сплавов. Цель настоящей работы состояла в экспериментальном изучении влияния температуры испытания на характеристики скачкообразной деформации промышленных сплавов БрОЦ8-4, Л63 и Л90.

Растяжение образцов производили в мягкой деформационной машине, описанной в [1]. Типичные ступенчатые кривые нагружения при комнатной температуре с постоянной скоростью  $\dot{\epsilon}_0 = const$  предварительно отожженных при 600 °С образцов содержат от 5 до 20 скачков с возрастающей амплитудой и длительностью плато. Амплитуда скачков варьируется от ~1 до ~10%. Большинство скачков демонстрируют также скачкообразность и состоят из более мелких, мезоскопических скачков. Наибольшее количество макроскачков из исследуемых сплавов наблюдается у бронзы БрОЦ8-4. Установлено, что в этом сплаве в интервале 240-300 °С количество скачков падает от 17 до одного (последнего, на завершающей стадии которого образуется шейка). В интервале 30–200 °С амплитуда предпоследнего скачка составляет 7–8%, при 240 °С она возрастает до 15%, а при 270 °С – резко падает на порядок, до 1,6%; при 300 °С скачки не наблюдаются. Такой же характер проявляет температурная зависимость скорости деформации на фронте скачка: перед исчезновением скачков вблизи 240 °С наблюдается пик скорости деформации. Наиболее резкий спад всех построенных зависимостей наблюдается при температуре  $T_c = 255 \pm 15$  °С.

В сплаве БрОЦ8-4 при температурах ниже около 300 °С термодинамически равновесной является система  $\alpha + \epsilon$ , а при  $T \geq 300$  °С –  $\alpha$ -твердый раствор олова в меди.  $\epsilon$ -фаза представляет собой выделения в виде твердых частиц нанометровых размеров интерметаллида  $CuSn_2$ , находящихся в границах зерен как продукт распада неравновесной  $\beta$ -фазы, образованной при дендритной ликвации. Из результатов работы следует, что гомогенный  $\alpha$ -раствор дает устойчивое, без скачков, пластическое течение, в то же время, гетерогенная система  $\alpha + \epsilon$ , содержащая включения  $\epsilon$ -фазы, дает макроскопически неустойчивую пластическую деформацию. Переключение деформационного поведения с ростом температуры испытания происходит вблизи области превращения  $\alpha + \epsilon \rightarrow \alpha$ -раствор, т.е. в результате распада  $\epsilon$ -фазы – интерметаллидных частиц, находящихся в границах зерен. Наиболее чувствительной функцией отклика на распад  $\epsilon$ -фазы являются параметры макроскопической скачкообразной деформации: количество ступеней на кривых нагружения, амплитуда скачков и скорость деформации на фронте скачков.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 04-02-16143).*

1. Шибков А.А., Лебедин М.А., Желтов М.А. и др. // Заводская лаборатория, 2005.– № 7.– Т. 71. –С. 20.

# КОГЕЗИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ $\alpha$ И $\gamma$ ФАЗ ЖЕЛЕЗА, ИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ С УГЛЕРОДОМ И ЦЕМЕНТИТА

Карькина Л. Е., Медведева Н. И.\*

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург*

*\* Институт химии твердого тела УрО РАН, г. Екатеринбург*

[lida@espb.ru](mailto:lida@espb.ru)

Внимание, уделяемое фазовым составляющим системы железо–углерод и процессам их взаимного превращения, обусловлено их исключительной ролью в металловедении углеродистых и низколегированных сталей. Хорошо известно, например, что высокие прочностные свойства сталей перлитного класса обусловлены выделениями пластинчатого цементита  $\text{Fe}_3\text{C}$  в феррите, которые образуются в результате изотермического распада гцк-железа. Несмотря на то, что особенности протекания реакции перлитного превращения в твердом растворе углерода в гцк-железе экспериментально изучены подробно, микроскопическая природа и механизмы структурных перестроек  $\gamma\text{-Fe} \rightarrow \alpha\text{-Fe} + \text{C} \rightarrow \alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C}$  являются недостаточно понятыми. Важным этапом построения общей модели фазовых и структурных превращений в системе Fe–C является определение особенностей изменения электронных, энергетических и магнитных свойств железа при растворении в его объеме углерода и цементите.

В работе проведен сравнительный анализ зонной структуры, магнитных, когезионных характеристик и энергий формирования  $\alpha$ -,  $\gamma$ -Fe, их твердых растворов с углеродом и цементита с использованием полно-потенциального метода ЛМТО. Твердые растворы углерода в Fe моделировали ячейками  $\text{Fe}_{16}\text{C}$  и  $\text{Fe}_8\text{C}$ , соответственно, с заполнением углеродом октаэдрических пор в обоих случаях. Для изучения роли углерода в формировании цементита проведены расчеты зонной структуры нестехиометрических составов  $\text{Fe}_3\text{C}$  с 25% вакансий в подрешетке углерода и гипотетического цементита с пустой углеродной подрешеткой ( $\text{Fe}_3\Box$ ).

Установлено, что твердый раствор  $\gamma\text{-Fe}+\text{C}$ , как и  $\gamma\text{-Fe}$ , характеризуется антиинварным переходом, а цементит показывает инварное поведение. Таким образом, переход  $\gamma\text{-Fe}+\text{C} \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$  связан с магнетообъемной нестабильностью. Показано, что углерод намного сильнее связан в  $\text{Fe}_3\text{C}$  (2,78 эВ/С) чем в  $\alpha$ - и  $\gamma$ - твердом растворе железа. Именно поэтому образование цементита начинается уже при низкой концентрации углерода и  $\text{Fe}_3\text{C}$  сосуществует с фазами железа. Кроме того, как показывают наши расчеты, энергия образования цементита положительна, что свидетельствует о метастабильности  $\text{Fe}_3\text{C}$  при нормальных условиях, причем образование цементита из твердого раствора  $\gamma\text{-Fe}+\text{C}$  является энергетически предпочтительным. Сравнение результатов для пересыщенного твердого раствора  $\gamma\text{-Fe}+\text{C}$  и  $\text{Fe}_3\text{C}$  позволяет сделать вывод, что плотности состояний, энергии сцепления и магнитные моменты в этих систем подобны, что позволяет полагать, что образование цементита в областях концентрационной неоднородности углерода в твердом растворе  $\gamma\text{-Fe}+\text{C}$  является предпочтительным.

*Работа выполнена при поддержке Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНУО «Интелл», (грант № 15-04-01) и РФФИ (грант № 05-03-32021).*

1. Медведева Н.И., Карькина Л.Е., Ивановский А.Л. Влияние эффектов атомного разупорядочения и нестехиометрии по углеродной подрешетке на зонную структуру цементита  $\text{Fe}_3\text{C}$  // ФММ, 2003.– Т.96.– №5. –С.16–20

## ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ МИКРОТРЕЩИН В $Ti_3Al$

Яковенкова Л. И., Карькина Л. Е., Елкина О. А.

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург*  
[yakovenkova@imp.uran.ru](mailto:yakovenkova@imp.uran.ru)

К настоящему времени накоплен достаточно большой объем экспериментальных данных о типах наблюдаемых плоскостей, по которым происходит разрушение сколом в  $Ti_3Al$  [1,2]. Методом молекулярной динамики вычислены энергии декогеренции  $G_c$  в плоскостях базиса (0001), призмы ( $1\bar{1}00$ ) и ( $\bar{1}\bar{1}20$ ), пирамиды  $\{10\bar{1}2\}$ ,  $\{\bar{1}\bar{1}23\}$ ,  $\{10\bar{1}1\}$ ,  $\{11\bar{2}1\}$  и  $\{20\bar{2}1\}$ , изучены  $\gamma$ -поверхности и получены значения энергий нестабильных дефектов упаковки  $\gamma_{us}$  для сдвига  $\langle 1\bar{1}00 \rangle$  в плоскости базиса, сдвигов  $\langle \bar{1}\bar{1}20 \rangle$  в плоскостях базиса и призмы, сдвига  $\langle \bar{1}\bar{1}26 \rangle$  в плоскостях пирамиды [3,4]. С использованием полученных значений для  $G_c$  и  $\gamma_{us}$  в модели Райса–Томпсона и Келли изучено соотношение между склонностью к разрушению и способностью к пластической релаксации интерметаллида  $Ti_3Al$ . Одним из важных направлений изучения поведения интерметаллидов при разрушении является анализ типов дислокаций и их превращений в пластической зоне распространяющейся трещины.

В работе проведен электронно-микроскопический анализ дислокаций, образующих пластическую зону вблизи микротрещин в сплаве  $Ti_3Al$ , подвергнутом деформации индентором при комнатной температуре. Установлено, что при ориентации оси нагружения вблизи направления  $\langle 11\bar{2}0 \rangle$  прямолинейная трещина нормального раскрытия в плоскости пирамиды  $\{01\bar{1}1\}$  при взаимодействии с дислокациями, принадлежащими призматической и базисной плоскостям скольжения, превращается в ступенчатую микротрещину. Отдельные ступени параллельны полосам скольжения  $a$ -сверхдислокаций, образующихся при деформации образца. При ориентации оси деформирования в пределах  $\sim 20$  градусов от направления [0001] деформация осуществляется движением  $2c+a$  сверхдислокаций в плоскостях пирамиды. Обнаружено, что в этом случае распространение хрупких трещин нормального раскрытия совпадает с полосой скольжения  $2c+a$  сверхдислокаций. Определены векторы Бюргера дислокаций, образующихся при взаимодействии нескольких типов сверхдислокаций вблизи вершины трещины. Проведен анализ энергетической выгоды наблюдающихся экспериментально дислокационных реакций и их влияния на характер распространения трещин.

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

1. L.Yakovenkova, S.Malinov, T.Novoselova, L.Karkina. Fracture behaviour of  $Ti_3Al$  single crystals for the basal slip orientation. // *Intermetallics*, **12** (2004), p.599-605.
2. L.Yakovenkova, S. Malinov, L. Karkina, T. Novoselova. Crack geometry for basal slip of  $Ti_3Al$ . // *Scripta Materialia*, **52** (2005), p.1033-1038.
3. Яковенкова Л.И., Карькина Л.Е., Рабовская М.Я. Ориентационная зависимость разрушения в  $Ti_3Al$ : результаты компьютерного моделирования. // *Нанотехнология и физика функциональных нанокристаллических материалов*. Ч.1. 2005. С.252-261.
4. Яковенкова Л.И., Карькина Л.Е., Рабовская М.Я. Компьютерное моделирование хрупкого разрушения интерметаллида  $Ti_3Al$ . // *ЖТФ* 2006. 69(4). С. 594-597.

## НАЧАЛЬНЫЕ СТАДИИ ОБРАЗОВАНИЯ ПОР И МИКРОТРЕЩИН В ХРУПКИХ ТЕЛАХ ПОД НАГРУЗКОЙ

Кукушкин С. А.

*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*  
[ksa@phase.ipme.ru](mailto:ksa@phase.ipme.ru)

Исследуется зарождение микропор и микротрещин в твердых хрупких телах, находящихся под воздействием ударных и стационарных нагрузок. Предложен микроскопический механизм зарождения и эволюции микропор. Выведена и решена система уравнений, описывающая зарождение микропор. В результате решения этой системы рассчитаны функции распределения микропор по размерам, вычислена скорость зарождения микропор и их критический размер. Установлены временные зависимости скорости накопления микроповреждений в твердых хрупких телах под нагрузкой. Исследовано влияние температуры на зарождение микропор [1,2].

1. С. А. Кукушкин, Начальные стадии хрупкого разрушения твердых тел.//Успехи механики, (2003), т. 2, № 2, с. 21-44.
2. S.A. Kukushkin, Nucleation of pores in brittle solids under load.//Journal of Applied Physics, (2005), v. 98, 3, 033503-1-033503-12.

## ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В МЕДИ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ

Атрошенко С.А., Ермолаев В.А.\*, Наумова Н.С.

ИПМаш РАН, Санкт-Петербург,  
\* НПО «Спецматериалы», Санкт-Петербург  
[satroshe@impact.ipme.ru](mailto:satroshe@impact.ipme.ru)

Материалом для исследования служила высокочистая, близкая к монокристаллической, медь с крупным зерном.

В экспериментах по одноосному ударному нагружению использовали пневматические пушки калибра 37 мм. Образцы – мишени – представляли собой плоские шайбы диаметром 52 и толщиной 5 мм. Ударники имели форму стаканчика, который изготавливали из стали. Для контроля скорости использовали пленочный датчик давления и двухканальный лазерный интерферометр. С помощью лазерного интерферометра определялось распределение частиц по скоростям. При нагружении в интервале скоростей 60-210 м/с ударником толщиной 2 мм в мишенях осуществлялся тыльный откол.

Микроструктурные исследования материалов осуществлялись с помощью оптического микроскопа Neophot-32 как без травления, так и после него. Микротвердость замерялась на приборе ПМТ-3.

Одним из механизмов структурной перестройки может быть динамическая рекристаллизация. Ее необходимыми условиями являются, помимо высокой скорости деформации ( $\sim 10^4 \text{ с}^{-1}$ ), большая абсолютная величина деформации ( $\sim 3$ ) и температура не ниже  $0,4 T_{\text{пл}}$ .



В условиях одноосного ударного нагружения, которое было исследовано в настоящей работе, динамическая рекристаллизация осуществлялась в областях локализованного сдвига, вызванных ударным нагружением. В некоторых исследуемых металлах: медь, различные стали, сплав медь-марганец при ударном нагружении были обнаружены весьма необычные области сдвиговой локализации после ударного нагружения [1].

Области имеют форму идеально круглых дисков диаметром от десятков до тысяч микрон и толщиной до 20 мкм. В отличие от остальной матрицы, которая представляла собой поликристаллы с размером зерна от 37 до 52 мкм, составляющий эти диски металл представлял собой субмикроструктурный материал с размером зерен от 20 до 130 нм. Хотя ударное нагружение осуществлялось при относительно невысоких скоростях соударения (66 – 210 м/с), недостаточных для образования областей локального плавления, текучесть материала дисков оказалась достаточно высокой, чтобы в течение очень короткого промежутка времени, в доли микросекунды, силы поверхностного натяжения смогли стянуть области сдвиговой локализации в круглые диски.

Было обнаружено, что с ростом скорости нагружения увеличивается размер зон рекристаллизации и разброс их размеров.

Измерение микротвердости показало, что образцы разупрочняются к свободной поверхности. При этом внутри областей рекристаллизации упрочнение достигает 1,5 раз по сравнению с остальной матрицей. Сравнение изменения микротвердости статически нагруженных образцов по схеме трехточечного изгиба показало обратную тенденцию в смысле упрочнения. При удалении от нагружаемой поверхности микротвердость увеличивается от 800 до 930 МПа. Причем, при уменьшении нагрузки степень упрочнения уменьшается.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ-ГФЕН 05-01-39006.*

1. S.A. Atroshenko. Shock-Induced Dynamic Recrystallization in Metals. In: Recrystallization and Grain Growth. Eds. G.Gottstein and D.A.Molodov, Springer-Verlag, 2001

## **ОТКЛИК СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Ni НА УДАРНОЕ НАГРУЖЕНИЕ**

**Атрошенко С. А., Баркова Е. Г., Разоренов С. В.\***

*ИПМаш РАН, Санкт-Петербург, [satroshe@impact.ipme.ru](mailto:satroshe@impact.ipme.ru)*

*\*ИПХФ РАН, Черноголовка*

Материал нитинол сочетает память формы и сверхупругие свойства. Поэтому важно знать его поведение при ударном нагружении.

В настоящей работе изучалось влияние ударно-волновой деформации на сплавы, содержащие 44,9% Ti и 55,1% Ni, а также сплавы с добавками 3% Cu. Медь в эти сплавы добавляется для уменьшения гистерезиса и контроля прочности. Образцы были изготовлены в форме дисков диаметром 15 мм и параллелепипедов с площадью основания 23x18 мм толщиной от 1,6 до 4,5 мм. Нагружение осуществлялось с помощью взрывных устройств. Импульсы нагрузки различной длительности создавались ударом алюминиевых пластин-ударников толщиной от 0,2 до 4,0 мм. При этом достигались скорости удара в диапазоне 600 – 700 м/с. Для регистрации профилей скорости свободной поверхности ударно-нагруженных образцов использовался

лазерный доплеровский интерферометрический измеритель скорости. Во время ударного нагружения осуществлялся откол.

Исследование микроструктуры проводилось с помощью оптического и растрового микроскопов. Микротвердость замерялась на приборе ПМТ-3.

Результаты экспериментов приведены в таблице.

Материал	Размеры образца, мм	V, м/с	W, ГПа
Ti-Ni-Cu <sub>3</sub>	4,5x23x18	700	3,380
Ti-Ni-Cu <sub>3</sub>	1,6x23x18	600	9,058
Ti-Ni	1,61Ø15	600	3,177
Ti-Ni-Cu <sub>3</sub>	4,42x23x18	700	6,084
Ti-Ni-Cu <sub>3</sub>	3,96x23x18	630	7,774

где W – откольная прочность, V – скорость нагружения

Из представленных данных видно, что материал Ti-Ni-Cu имеет большую откольную прочность, чем Ti-Ni. Наибольшей откольной прочностью обладает материал Ti-Ni-Cu в интервале скоростей 600–630 м/с. Именно эти образцы имеют ступеньки на профиле скорости свободной поверхности – на переднем фронте перед упругим предвестником. Эти ступеньки вызваны фазовым превращением и появляются на гладкой части волны сжатия аналогично наблюдаемым при мартенситном превращении сталей, вызванном ударным нагружением [1].

О проходящем мартенситном превращении в ударных волнах говорит и повышение прочностных свойств. Микротвердость нагруженных образцов выше по сравнению с исходным состоянием. Микроструктурные исследования сохранных образцов из материала Ti-Ni-Cu после ударного нагружения при скорости 630 м/с выявили наличие двойникового мартенсита. Это подтверждает протекание мартенситного превращения во время взрывного нагружения.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ-ГФЕН 05-01-39006.*

1. Атрошенко С.А., Мещеряков Ю.И. Скорости распространения фронтов мартенситных превращений при ударном нагружении сталей. Физика металлов и металловедение, 1997, т.84, вып. 3.

## **ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ МАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ НЕМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ KDP и ADP**

**Смирнов А. Е., Беккауер Н. Н., Волошин А. Э.**

*Институт кристаллографии им. А.В.Шубникова РАН, Москва*

Обнаружено, что немагнитные кристаллы KDP и ADP, подвергнутые предварительной магнитной (или термомагнитной) обработке в постоянном магнитном поле 0,5 Тл в течение 1 часа, проявляют немонотонную зависимость микротвердости от времени после обработки. Эта зависимость имеет явно выраженный максимум, после чего величины микротвердости спадают до значений необработанного (контрольного) образца.



# ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПОДВЕРГНУТЫХ ЛОКАЛЬНОМУ НАГРУЖЕНИЮ ИНДЕНТОРАМИ РАЗЛИЧНОЙ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ФОРМЫ

Ушаков И. В., Поликарпов В. М.\*

*Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина*

*\*Тамбовский государственный технический университет*

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

Одним из методов определения механических характеристик тонких лент металлического стекла является метод локального нагружения пирамидкой Виккерса на полимерных подложках. К настоящему времени удалось разработать методику определения микротвердости, пластичности металлического стекла обеспечивающую получение удовлетворительных результатов. Предложенный метод оказался достаточно эффективным для исследования механических характеристик в малых областях. Целью данной работы является совершенствование метода локального нагружения, уточнение механических характеристик образцов металлического стекла подвергнутого локальному отжигу.

Исследования проводили на металлическом стекле 82К3ХСР, нанесенном на полимерные подложки, в том числе, специально разработанные. В качестве инденторов использовали пирамидку Виккерса, Берковича, стальные шарики с различными размерами. Индентирование пирамидками Виккерса и Берковича приводит к формированию характерных микрокартин разрушения. На образцах, отожженных при температурах, больших 800 К, возникают трещины, ориентированные параллельно граням индентора и образующие систему вложенных квадратов (пирамидка Виккерса) или треугольников (пирамидка Берковича). Такой характер разрушения связан с высокой хрупкостью отожженного металлического стекла, вследствие чего возможно возникновение высоких механических напряжений в местах перегиба. Механизмы формирования разрушения в условиях индентирования пирамидками Виккерса и Берковича схожи. Однако в связи с другими геометрическими параметрами пирамидки Берковича возможно инициирование разрушения меньшими нагрузками (на 5–20% в зависимости от используемой подложки и режима термообработки), при меньших температурах отжига. Кроме того, использование пирамидки Берковича позволяет определить механические свойства на меньшей области, что особенно важно в случае исследования малых областей лазерной обработки. В случае индентирования стальным шариком наблюдается одна кольцевая или спиральная трещина, окружающая область нагружения. Полученные результаты характеризуются высокой степенью воспроизводимости. В отличие от случая использования пирамидок, индентирование не сопровождается формированием радиальных трещин, что позволяет осуществлять эффективные измерения в миллиобластях лазерного воздействия.

Таким образом, на основании сопоставления экспериментальных результатов, полученных при использовании пирамидок Виккерса и Берковича и стальных шариков различного размера, установлены основные закономерности деформирования и разрушения. Показано, что выбор оптимального индентора зависит от условий термообработки, размеров термически обработанной зоны и характеристик материала подложки. Полученные результаты позволяют расширить возможности ранее предложенной методики.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 05-01-00215*

## ВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ: СТАДИЙНОСТЬ И УСТОЙЧИВОСТЬ ТЕЧЕНИЯ, ПЕРЕХОД К РАЗРУШЕНИЮ

Зуев Л. Б., Данилов В.И., Баранникова С. А., Полетика Т. М.

ИФПМ СО РАН, Томск, Россия, [lbz@ispms.tsc.ru](mailto:lbz@ispms.tsc.ru)

В докладе с единой (автоволновой) точки зрения рассмотрена последовательность процессов пластического течения моно- и поликристаллов чистых металлов и сплавов, завершающаяся образованием шейки и вязким разрушением. В общем случае деформируемая система в своей эволюции проходит ряд стадий, которые удобно характеризовать постепенно уменьшающимся показателем деформационного упрочнения  $n$  в уравнении  $S = S_0 + qe^n$ , описывающем динамику пластической деформации. Имеет смысл выделять следующие последовательные этапы процесса течения:

- $n = 1$ , стадия линейного упрочнения,
- $n = 1/2$ , стадия параболического упрочнения (по Тейлору  $S \sim \sqrt{e}$ ),
- $0 < n < 1/2$ , стадия предразрушения материала,
- $n \leq 0$ , собственно, развитие макроскопической шейки и рост вязкой трещины.

Автоволновые картины локализации пластического течения возникают на всех перечисленных стадиях течения, причем каждая из стадий характеризуется вполне определенной картиной макроскопической локализации пластической деформации. Различия картин локализации для разных материалов имеют только количественный характер, так что установление закономерностей смены картин локализованного пластического течения позволяет предложить следующий общий для всех материалов сценарий развития пластического течения и его перехода к разрушению.

1. На этапах деформации, предшествующих стадии линейного упрочнения, деформируемая среда приобретает признаки активной, то есть способной к генерации автоволновых процессов.

2. На стадии линейного упрочнения ( $n = 1$ ) вдоль образца распространяется со скоростью  $V_{aw} = V_0 + \Xi/q \approx 5 \cdot 10^{-5}$  м/с устойчивая фазовая автоволна, имеющая квадратичный закон дисперсии  $w \sim 1 + k^2$ .

3. При тейлоровском законе параболического упрочнения картина доменов локализованной деформации стационарна ( $V_{aw} = 0$ ), и такое состояние устойчиво при  $n = 1/2$ . В этом случае в образце сосуществуют несколько активных неподвижных доменов, внутри которых локализованы деформационные процессы.

4. На следующей стадии предразрушения при  $n < 1/2$  процесс теряет устойчивость, расстояние между доменами постепенно уменьшается за счет их согласованного движения с постоянными, но зависящими от значения показателя  $n$  и координаты  $x$  места зарождения ( $V_{aw} = V_m(n - q)^2$  и  $V_{aw} = ax + a_0$ , соответственно) скоростями. Результатом такого согласованного движения является «конденсация» доменов в месте образования шейки разрушения образца.

Рассмотрены закономерности последовательной взаимосмены этих процессов по мере того, как показатель  $n$  пробегает значения от 1 до 0. Установленные закономерности могут быть использованы для прогнозирования реакции твердого тела на приложенную нагрузку и предсказания места и момента разрушения.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российско-американской программы "Фундаментальные исследования и высшее образование" (проект ТО-016-02)*

# ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В АІ СПЛАВАХ С ТУГОПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИИХ

Бродова И. Г.

*Институт физики металлов УрО РАН, Россия, г. Екатеринбург,  
[brodova@imp.uran.ru](mailto:brodova@imp.uran.ru)*

Целью данной работы является разработка новых металлургических подходов и технологий по созданию субмикро- и наноматериалов на Al основе. Для решения поставленной задачи были применены следующие виды их обработок: термовременная обработка (ТВО) и быстрая закалка (БЗ) расплава, интенсивная пластическая деформация (ИПД) и термическая обработка (ТО) в твердом состоянии.

В качестве объектов исследования были взяты бинарные и тройные Al сплавы заэвтектического (Al-Fe) и заперитектического (Al-Zr, Al-Cr, Al-Cr-Zr) составов. Для получения литых сплавов в различных структурных состояниях варьировались условия их кристаллизации путем изменения температуры перегрева расплава над температурой ликвидуса и скорости его охлаждения в интервале  $10^2$ - $10^4$  К/с. Быстрозакаленные образцы в виде дисков диаметром 80 мм и толщиной 3-0,6 мм были изготовлены центробежным литьем расплава в медный кокиль при двухстороннем охлаждении. Интенсивная пластическая деформация осуществлялась сдвигом под высоким квазигидростатическим давлением в Институте физики перспективных материалов УГТУ [1-3]. Особенности фазовых и структурных превращений после различных внешних воздействий изучались методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного и рентгеноспектрального анализов.

В процессе проведения эксперимента было показано, что, применяя ТВО и БЗ расплава, можно фиксировать метастабильные состояния, такие как квазиэвтектика, пересыщенные твердые растворы и метастабильные алюминиды.

При сдвиге под давлением быстрозакристаллизованных сплавов с квазиэвтектической структурой (Al+Al<sub>6</sub>Fe) были получены твердые микрокомпозиции, состоящие из субмикроструктурной пластичной матрицы, представляющей собой пересыщенный Al твердый раствор, и твердых наноразмерных интерметаллидов.

Изучена кинетика разрушения, деформации и растворения алюминидов тугоплавких металлов при ИПД в зависимости от их размеров и типа кристаллической решетки. Установлено, что растворение алюминидов позволяет в десяток раз повысить степень легирования матрицы тугоплавким компонентом.

Определены оптимальные режимы термической обработки с целью сохранения субмикроструктурного состояния и высокой твердости сплавов при нагреве.

*Работа выполнена при частичной поддержке фонда РФФИ (проект №04-03-96139)*

1. И.Г. Бродова, Д.В. Башлыков, М.С. Никитин, И.Г. Ширинкина, Т.И. Яблонских. Повышение уровня легированности алюминиевого твердого раствора хромом. // ФММ. 2004. Т. 98. №1. С. 83-92.
2. И.Г. Бродова, Д.В. Башлыков, И.Г. Ширинкина, В.В. Столяров. Особенности формирования микроструктурных состояний в алюминиевых сплавах с переходными металлами // Материаловедение. №2. 2005. с. 48-54.

3. В.А. Шабашов, И.Г. Бродова, А.Г. Мукосеев, В.В. Сагарадзе, А.В. Литвинов. Мессбауэровское исследование растворения алюминидов Fe при сильной холодной деформации // Известия РАН, серия физическая, 2005. т. 10. С.

## НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ АНОМАЛИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ КОНЦЕНТРИРОВАННЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Pb-In

Исаев Н. В., Нацик В. Д., Пустовалов В. В., Фоменко В. С., Шумилин С. Э.

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины,  
Харьков, Украина,  
[pustovalov@ilt.kharkov.ua](mailto:pustovalov@ilt.kharkov.ua)*

Изучены закономерности пластической деформации монокристаллов твердых растворов системы Pb–In в условиях низких и очень низких температур  $0,5 \text{ К} < T < 30 \text{ К}$ . Для сплавов Pb–5, 10 и 20 ат.%In регистрировались температурные зависимости предела текучести  $\tau_0(T)$  и прироста деформирующего напряжения  $\Delta\tau(T)$  после десятикратного увеличения скорости деформации. Выявлены специфические особенности (аномалии) этих зависимостей, которые не соответствуют представлениям о термически активированном движении дислокаций через примесные барьеры. Показано также, что характер аномалий существенно изменяется при изменении концентрации индия от умеренных значений (5 и 10 ат.%) до высокого (20 ат. %).

Низкотемпературная аномалия пластичности умеренно концентрированных сплавов интерпретирована на основе представлений о термоинерционном и квантово-инерционном движении дислокаций через систему одиночных примесных атомов. В случае высококонцентрированного сплава для интерпретации аномалии использована модель негомогенного распределения примесей – наличие в сплаве малых кластеров, которые создают более мощные препятствия для движения дислокаций, чем одиночные примесные атомы. Высокий уровень эффективных деформирующих напряжений в условиях глубокого охлаждения приводит к динамическому режиму движения дислокаций через систему кластеров и одиночных примесей, при этом предел текучести сплава  $\tau_0$  определяется примесным торможением типа сухого трения, а скоростная чувствительность деформирующего напряжения  $\Delta\tau$  – вязким торможением электронами и фононами. Атермичность примесного сухого трения и резкое уменьшение вязкого трения при охлаждении определяют характер аномалии в этом случае.

## АНАЛИЗ ОДНОРОДНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕДИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ситдииков В. Д., Александров И. В., Коршунов А. И.\*, Ведерникова И. И.\*

*Уфимский государственный авиационный технический университет,  
г. Уфа, Россия*

*\* Российский федеральный ядерный центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики,  
г. Саров, Россия*

Исследования, проведенные за последние 10–15 лет, показали, что методы интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяют получать объёмные наноструктурные материалы с высокоугловыми границами зерен и уникальными физическими и механическими свойствами [1]. Однако проведенные недавно экспериментальные исследования показали, что деформационное поведение образцов, вырезанных из различных зон объёмных заготовок, которые подвергались ИПД равноканально-угловым (РКУ) прессованием, в некоторой степени, неоднородно [2]. О неоднородном характере течения материала, приводящем к различиям в микроструктуре, а, следовательно, и свойствах РКУ прессованных материалов, свидетельствуют также данные экспериментальных исследований структуры и кристаллографической текстуры.

В настоящем докладе для анализа однородности эволюции структуры и деформационного поведения меди, подвергнутой РКУ прессованию, были использованы результаты экспериментальных исследований и компьютерного моделирования. Экспериментальные исследования проводились для заготовок меди марки М1 (99,9 %), имеющих размеры 8×8×60 мм. Данные заготовки были подвергнуты РКУ прессованию при комнатной температуре по маршруту Вc с разным числом проходов. Механические свойства при растяжении определялись на испытательной установке INSTRON 1185. Микрообразцы имели диаметр 1,5 мм и были вырезаны вдоль продольной оси заготовки в 9 точках её поперечного сечения. Скорость деформации равнялась  $1,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ . Компьютерное моделирование осуществлялось в рамках 3D версии дислокационной модели Эстрина–Тота [3], модифицированной авторами данного доклада применительно к объёмным наноструктурным материалам. В результате была исследована однородность формирующейся структуры, проанализированы особенности и характер деформационного поведения, выявлены механизмы деформации, установлена взаимосвязь между структурой и наблюдающимися особенностями деформационного поведения меди, подвергнутой ИПД.

1. Р.З. Валиев, И.В. Александров. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000.– 272 с.
2. A.I. Korshunov, I.I. Vedernikova, L.V. Polyakov, T.N. Kravchenko, A.A. Smolyakov and V.P. Soloviev.: Rev. Adv. Mater. Sci., 2005.– Vol. 10.– P. 235.
3. L. S. Tóth, A. Molinari, and Y. Estrin: J. Eng. Mater. Technol., 2002.– Vol. 124.– P. 71.

## ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТИ И МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ФОСФАТНЫХ СТЕКОЛ ОТ ИХ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА

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

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

Фосфатные стекла, получаемые на основе оксида фосфора, изначально нетехнологичные, с низкой химической стойкостью, превратились впоследствии за счет модификации их химического состава в большой класс материалов, имеющих практическое значение, используемых, в частности, в лазерной технике в качестве активных элементов [1]. В то же время недостаточная механическая прочность, низкий модуль упругости этих стекол ограничивают возможность их применения. В связи с этим ведутся исследования с целью улучшения физико-механических свойств фосфатных стекол путем целенаправленного изменения их химического состава.

Проведенные нами исследования большого ряда фосфатных стекол позволило сделать вывод о том, что изменения структурной прочности этих стекол подчиняются общим закономерностям, выявленным для других оксидных систем, а именно: увеличение связности анионной сетки стекла приводит к увеличению его структурной прочности [2]. Для фосфатных стекол, анионная сетка которых имеет, как правило, цепочечное строение, важным фактором является также энергия ионного взаимодействия между цепочечными структурами, которая, в свою очередь, определяется силой поля иона-модификатора. Иными словами, структурная прочность определяется не только высокой энергией химических связей, образующих анионную сетку, но и строением этой сетки, степенью ее связности.

С другой стороны, модуль упругости стекла (модуль Юнга), как показано в работе [3], определяется не столько структурой стекла, сколько суммарной энергией связей, рассчитанной на единицу объема стекла с учетом плотности упаковки атомов. Эта модель была подтверждена на большом количестве оксидных стекол, главным образом, силикатных. В настоящей работе проведены расчеты модуля Юнга на основе предложенной в [3] модели для широкого ряда фосфатных стекол и результаты сопоставлены с экспериментальными данными, полученными с помощью импульсной методики измерения скоростей продольных и поперечных волн. Показано, что существует хорошая корреляция между суммарной энергией связей в единице объема стекла и экспериментально определенной величиной модуля Юнга. Однако численные значения рассчитанных и измеренных модулей значительно отличаются. Тем не менее, существование корреляционной зависимости модуля Юнга от энергии связей в единице объема стекла может служить предпосылкой для разработки химических составов стекол с заданными свойствами.

1. Алексеев Н.Е., Гапонцев В.П., Жаботинский М.Е., Кравченко В.Б., Рудницкий Ю.П. Лазерные фосфатные стекла. –М.: Наука, 1980.– 352 с.
2. Пух В.П., Байкова Л.Г., Киреенко М.Ф., Тихонова Л.В., Казанникова Т.П., Синани А.Б. Атомная структура и прочность неорганических стекол. ФТТ, 2005.– Т. 47.– № 5.– Р. 850-854.
3. Makishima A., Makenzie J.D. Direct calculation of Young's modulus of glass. J. Non-Cryst. Solids., 1973. –Vol. 12.– P. 35-45.

## ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ПРОСТРАНСТВЕННОГО РАСПОЛОЖЕНИЯ АТОМОВ В КЛАСТЕРЕ

Лазовский И. М., Логинова С. В.

*Петрозаводский Государственный Университет,  
г. Петрозаводск, Россия*

Одной из наиболее важных задач, стоящих перед исследователями при изучении структуры и физико-химических свойств вещества, является правильное представление о пространственном расположении атомов и молекул в нем.

Существует достаточно большое количество методов косвенного определения атомного строения вещества. Стремительное развитие вычислительной техники сделало возможным решение вышеуказанной задачи, в частности, с помощью методов компьютерного моделирования структуры аморфных, кристаллических и аморфно-кристаллических материалов.

Анализ трехмерной атомной сетки, полученной в результате моделирования, позволяет оценить степень упорядоченности в расположении атомов вещества, судить о дефектности атомной структуры материала, а также выявить ее особенности. Поэтому проблема визуализации пространственного расположения атомов стоит довольно остро. В связи с этим необходимы программные средства, позволяющие исследовать особенности атомной структуры. Существующие в настоящее время программные средства, предназначенные для визуализации расположения атомов в кластерах, обладают теми или иными недостатками.

Для разработки программного обеспечения предпочтение было отдано среде Borland Delphi. Выбор обусловлен наличием в Delphi логичной объектно-ориентированной модели программирования, мощной библиотеки визуальных компонентов VCL, а также скоростного компилятора. Для построения трехмерных изображений использовалась графическая библиотека OpenGL, имеющая простой интерфейс и большие возможности для проектирования 3D сцен.

Созданное программное обеспечение позволяет производить визуализацию пространственного расположения атомов, как в целом кластере, так и в отдельном его фрагменте, что достаточно удобно при большом количестве атомов в кластере. Исходными данными служат значения координат атомов в кластере, заданные в ангстремах или в долях элементарной ячейки. В последнем случае необходимыми входными параметрами являются также значения периодов элементарной ячейки.

В программе реализована возможность управления видом трехмерной атомной сетки: изменение масштаба изображения, поворот всего кластера, управление качеством изображения.

Программное обеспечение позволяет производить отображение связей между атомами определенного сорта, расчет длин связей и дисперсий расстояний, как для всего кластера, так и для отдельно выбранного фрагмента. Есть возможность получать информацию о пространственных углах, проводить расчет радиальной плотности распределения атомов, вычислять значения радиусов координационных сфер и координационных чисел.

Программа сочетает в себе функциональность и удобный пользовательский интерфейс, а также имеет возможность получения справки по всем её функциям.

*Работа выполнена при поддержке Американского фонда гражданских исследований и развития независимых государств (CRDF) и Министерства образования и науки Российской Федерации.*



# ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ MgO

Житару Р., Рахвалов В.

Институт Прикладной физики АН РМ, Кишинев, Молдова

[mechprop@phys.asm.md](mailto:mechprop@phys.asm.md)

Предварительно продеформированные одноосным сжатием до различных степеней деформации при 900К образцы кристаллов MgO подвергались исследованию микромеханических свойств. Измерялась величина микротвердости и регистрировались сигналы АЭ за полный цикл микроиндентирования, при внедрении индентора и при его удалении из образца, отдельно.

Установлено, что величина микротвердости  $H$  уменьшилась, причем эффект уменьшения определяется степенью предварительной деформации: чем выше  $\xi$ , тем меньше значение микротвердости, кривая зависимости  $H(\xi)$  резко снижается по мере роста  $\xi$ , рис.1.

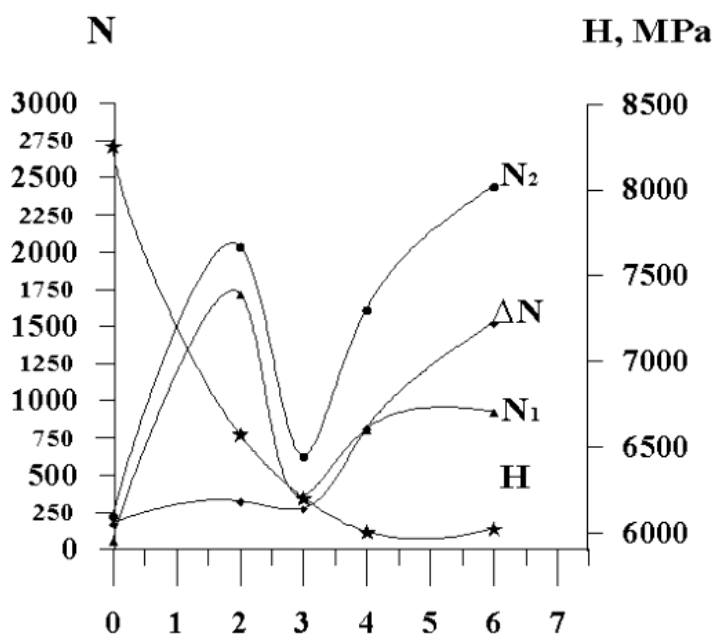


Рис. 1. Зависимость микротвердости ( $H$ ) и числа импульсов АЭ ( $N$ ) при микроиндентировании кристаллов MgO от степени предварительной деформации.  $N_2$ - за полный цикл,  $N_1$  и  $\Delta N$  – при нагружении и разгрузке, соответственно.

Иной характер зависимости от  $\xi$  демонстрируют кривые  $N(\xi)$ , число сигналов АЭ изменяется немонотонно, проявляя экстремальные значения при некоторых  $\xi$ . Однако наиболее важным результатом является тот факт, что активность акустической эмиссии выше для образцов, предварительно деформированных при 900К. При этом с ростом  $\xi$  число сигналов АЭ, в целом, увеличивается: так, для  $\xi = 6\%$  величина  $N$  на порядок выше этого параметра для необработанных образцов. Выявленный эффект, скорее всего, связан со специфическим состоянием дефектной структуры кристаллов MgO, подвергнутых предварительному деформированию одноосным сжатием при 900 К. О специфическом структурном состоянии кристаллов MgO

свидетельствуют также и данные оценки коэффициента релаксации ( $K$ ). Оказалось, что релаксационные эффекты значительнее на образцах, предварительно деформированных при 900 К:  $K_{900} > K_{300}$ .

Сравнение данных при  $P = 0,5$  Н для образцов MgO, предварительно деформированных при 300 и 900 К показало, что при одном и том же проценте деформации, но при разных температурах, количество сигналов АЭ практически на порядок выше на образцах, предварительно деформированных при 900 К, и в 2–3 раза значительнее в этом случае и релаксационные процессы, имеющие место при разгрузке. Полученные результаты, возможно, связаны с остаточными термоупругими напряжениями, возникающими в образцах MgO в процессе их деформирования при 900 К и последующем охлаждении. Они приводят к росту числа сигналов акустической эмиссии и к интенсификации релаксационных процессов. При этом наблюдается уменьшение величины микротвердости.

## ПОДВИЖНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ

Ермолаев Г. Н.

*Институт Физики Высоких Давлений РАН, Троицк, Россия*  
[vermolaevg@hppi.troitsk.ru](mailto:vermolaevg@hppi.troitsk.ru)

В данной работе представлены результаты исследований подвижности индивидуальных дислокаций, полученные при чистом изгибе монокристаллов KCl в гидростатически сжатой до 700 МПа среде и барические зависимости напряжений пределов текучести монокристаллов KCl, KBr и LiF при гидростатических давлениях до 1000 МПа. Исследования движения дислокаций под действием импульса прямоугольной формы при напряжениях, близких к макроскопическому пределу текучести  $\tau_y$ , показали, что при росте давления  $P$  для сохранения постоянной скорости дислокаций  $V_p$  необходимо увеличение приложенного напряжения пропорционально росту модуля сдвига  $G(p)$  в степени  $3/2$ . Поскольку макроскопическая скорость пластической деформации  $d\varepsilon/dt = \rho_m b V_p$  (где  $\rho_m$  – плотность подвижных дислокаций,  $b$  – вектор Бюргера), и учитывая, что увеличение напряжений текучести кристаллов  $\tau_y$  с ростом гидростатического давления пропорционален росту  $G(p)$ , и при сохранении скорости деформации  $d\varepsilon/dt = const$ , суммарное увеличение  $\tau_y(p)$  пропорционально росту модуля сдвига  $G(p)$  в степени  $5/2$ , что согласуется с экспериментальными данными. Полученные экспериментальные и расчётные результаты свидетельствуют о том, что увеличение напряжений предела текучести кристаллов при высоких гидростатических давлениях обусловлено ростом упругих модулей и резким падением скорости дислокаций, а собственно процесс пластической деформации определяется «атермическими» механизмами.

## МЕХАНИЧЕСКАЯ РЕЛАКСАЦИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АРМИРУЮЩИХ ВОЛОКОН И НИТЕЙ

Сталевич А. М., Слуцкер Г. Я., Столяров О. Н.

*Санкт-Петербургский государственный университет технологии и дизайна*  
[stal@sutd.ru](mailto:stal@sutd.ru)

Высокопрочные текстильные волокна и нити широко используются при армировании различных конструкционных материалов. Основная цель их применения – создание легких высокопрочных конструкций, применяемых в различных отраслях промышленности. Благодаря высокой прочности и модулю упругости, данные нити являются особо ценными материалами, применяемыми при армировании, и основным критерием подбора таких материалов может являться их высокая прочность и надежность при длительном использовании.

В данной работе были исследованы комплексные нити амидного ряда: Русар, СВМ, Армос, Кевлар 29, Тварон 2000 и стеклянная филаментная ровница. Измерения производились в режимах: равномерного растяжения (диаграммы растяжения); ползучести с последующим восстановлением; релаксации напряжений; обратной релаксации напряжений и др. Необходимость изучения этих процессов объясняется тем, что без учета релаксационных явлений нельзя производить объективную оценку механических свойств конструкционных материалов из данных нитей. Испытания проводились на универсальном измерительном комплексе Instron 1122 и на специально сконструированных релаксометрах. Посредством измерений на образцах высокопрочных нитей установлено, что релаксационные явления сопутствуют практически любым стадиям деформирования.

Эксперименты на образцах стеклянной филаментной ровницы показали слабый характер протекания релаксационных процессов, что может быть объяснено гораздо меньшей молекулярной подвижностью. Из полученных результатов следует, что релаксационные явления у нитей амидного ряда проявляются достаточно сильно, и поэтому эти свойства следует математически моделировать с целью решения задач в следующих направлениях: сравнительный анализ деформационных свойств нитей, целенаправленное технологическое регулирование их эксплуатационных свойств, расчётное прогнозирование кратковременных и длительных процессов деформирования, включая также и восстановительные деформационные процессы. К процедуре математического моделирования указанных свойств нитей предъявляются следующие требования: минимальное количество параметров модели – деформационных характеристик материала; учет возможного активирующего характера внешнего механического воздействия; физическая обоснованность параметров модели.

Наблюдаемые отклонения от линейности вязкоупругих деформационных свойств учитываются посредством параметрической взаимосвязи интегрируемых переменных: ядра релаксации и деформации или ядра запаздывания и напряжения. Физическая обоснованность такой параметрической связи в соответствующих интегральных свертках продиктована известным явлением активирующего действия приложенной механической нагрузки. Релаксирующий характер модуля упругости необходимо учитывать при расчете конструкции из композиционных материалов, армированных данными нитями.

## ВЫДЕЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ 4,2 К

Никифоренко В. Н., Босин М. Е.

*Институт измерительной техники "Циклон", г. Харьков, Украина*  
[bosin@yandex.ru](mailto:bosin@yandex.ru)

Общепризнанным является то, что до 90 % энергии, затрачиваемой на деформирование, превращается в тепло. Поскольку же в области низких температур теплоемкость и теплопроводность материалов малы, то генерируемое тепло может вызвать их значительный разогрев. Экспериментальные подтверждения этой гипотезы состоят в измерениях температуры, которые обычно проводят с помощью термопар. Информация о таких измерениях расширится, а надежность данных увеличится, если в качестве датчика температуры использовать физические свойства деформируемого материала, зависящие от температуры.

Так, информацию о нагреве образцов во время пластической деформации можно получить, используя, например, зависимости изменения во времени деформирующего напряжения  $\sigma(t)$  и электросопротивления  $R_d(t)$ . Пользуясь температурной зависимостью  $R(T)$  и величиной снижения  $R_d$  в момент остановки растяжения, можно определить разогрев  $\Delta T$  образца. В зависимости от вида материала и условий нагружения он меняется в интервале  $1 \text{ К} < \Delta T < 100 \text{ К}$ , что соответствует диссипируемой энергии не более  $10^{-21}$  Дж. Однако в ряде экспериментов, полученных при деформации вблизи предела текучести на монокристаллическом цинке (базисное, пирамидальное скольжение), поликристаллических образцах Zr, Ti, Cu, Al, некоторых сплавах титана: 19, ПТ-3В, 3М, некоторых сплавах алюминия, в том числе, АБМ-1 и т.д., замечено выделение энергии, на много порядков превышающей тепловую. В частности, если учесть, что в деформируемых образцах в локальных местах (полосах скольжения) происходит разогрев, то в зависимости от условий эксперимента при реально регистрируемой выделяемой энергии в  $10^{-5} \div 10^{-1}$  Дж, на тепло в верхнем пределе приходится только  $10^{-20}$  Дж, что должно найти и находит свое отражение в отклонении от законов Ома, Джоуля–Ленца, Видемана–Франца и др. Причиной тому являются особенности взаимодействия дислокаций как источников уединенных волн и их скоплений с электронами проводимости, которое связано, прежде всего, с взаимным расположением и строением дислокаций, в том числе дислокационных ядер.

Обнаруженное явление может иметь широкое практическое применение, основанное на возможном управлении электрическим полем, локализованным на дислокациях и способном ускорять электроны и ионы, вызывая автоэмиссию. Эти ускоренные электроны обуславливают тормозное и характеристическое излучение. Следовательно, дислокации в скоплении представляют своеобразные «микроскопические ускорители», которые, располагаясь друг от друга на расстоянии в несколько мкм, могут обеспечить ускорение ионов до энергий, вызывающих электрон-нуклонное взаимодействие [1].

Таким образом, экспериментально установленное выделение энергии, на много порядков превышающей тепловую, при небольших деформациях металлов и сплавов в условиях гелиевых температур, вероятно, связано с электрон-солитонным взаимодействием, стимулируемым электрон-нуклонным процессом.

1. Никифоренко В.Н., Босин М.Е. Материалы XV Петербургских чтений по проблемам прочности. Санкт-Петербург, 15 (2005).

# ДИСЛОКАЦИИ КАК ИСТОЧНИКИ ВЫСОКОЧАСТОТНЫХ ВОЛН ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ, ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ С ЭЛЕКТРОНАМИ, В МОНОКРИСТАЛЛАХ ЦИНКА ПРИ 1,5 К

Никифоренко В. Н., Босин М. Е.

*Институт измерительной техники "Циклон", г. Харьков, Украина*  
[bosin@yandex.ru](mailto:bosin@yandex.ru)

В многочисленных исследованиях о дислокациях сложились представления как об объектах, ответственных, в основном, за пластичность. Вместе с тем, дислокации могут быть рассмотрены как источники ВЧ волн внутренних напряжений, что является определяющим в их влиянии на физические свойства твердых тел.

Теоретический подход в рассмотрении дислокаций как источников уединенных волн (солитонов), предпринятый при решении ряда дислокационных задач [1], позволял надеяться на экспериментальное обнаружение уединенных волн в твердом теле.

В настоящей работе, применяя метод микроконтактной спектроскопии [2], экспериментально показано, что по совокупности признаков дислокации в металлическом кристалле можно рассматривать как источники солитонов. Принципиально новые особенности дислокаций, обнаруженные при этом, сводятся к следующим положениям:

1. Свойства дислокаций при низких температурах определяются нелинейным взаимодействием атомов в дислокационном ядре, лишаящим их возможности находиться в состоянии покоя при  $T \rightarrow 0$ .

2. Наличие ВЧ колебаний в области дислокационного ядра является неотъемлемым свойством дислокаций.

3. Дислокации несут положительный заряд, величина которого при энергии в 1,5 мэВ не превышает  $8 \cdot 10^{-14}$  Кл.

4. Дислокации, закрепленные в гексагональные сетки, являются ВЧ источниками некогерентных монохроматических волн внутренних напряжений.

Наличие у дислокаций электрического потенциала, действующего на больших расстояниях в виде фриделевских осцилляций дифракционной природы, связано с искажениями кристаллической решетки внутри дислокационного ядра. В таком случае вполне вероятно дифракция электронных волн и солитонов, которая может иметь место при движении электронов в среде с резко выраженными неоднородностями в виде ВЧ уединенных волн дислокационных полей напряжений. В этом случае при электрон-дислокационном взаимодействии для  $T \rightarrow 0$  возможно усиление концентрации электронных волн, в локальном месте, на которую обращалось внимание в [3], что может быть одной из причин появления нелинейности в электропроводности.

Таким образом, экспериментально установленное в настоящей работе отклонение от закона Ома связано прежде всего с взаимным расположением дислокаций относительно точечного контакта и нелинейными явлениями в области дислокационных ядер, что позволяет обратить внимание на особую роль протяженных дефектов в электропроводности.

1. Косевич А.М. Дислокации в теории упругости. Киев, 219 (1978).
2. Никифоренко В.Н., Лаврентьев Ф.Ф. ДРАН, 373 (2) 178 (2000).
3. Никифоренко В.Н. ФНТ, 18 (12) 1381 (1992).

# ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРОВ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ НА ДИНАМИЧЕСКОЕ ТОРМОЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИИ В ОБЛАСТИ КОЛЛЕКТИВНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ

Малашенко В. В.

*Донецкий национальный технический университет,  
Донецкий физико-технический институт НАН Украины  
[malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua](mailto:malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua)*

Взаимодействие дислокаций с точечными дефектами является одним из важных факторов, определяющих особенности пластической деформации кристалла. Огромное количество задач теории прочности и пластичности решается методами континуальной теории, в рамках которой мы пренебрегаем конечными размерами исследуемых дефектов, в частности, размерами дислокационных ядер и примесей. Однако такое пренебрежение не всегда допустимо и может привести к грубым физическим ошибкам, поэтому в каждой конкретной задаче требует серьезного обоснования. При исследовании динамического торможения дислокации хаотически распределенными точечными дефектами (примесями, вакансиями, междоузельными атомами) учет ограниченности напряжений, создаваемых в контактной зоне, а, следовательно, конечных размеров точечных дефектов, необходим в области так называемого коллективного взаимодействия дефектов с дислокацией [1,2], в которой данное взаимодействие приводит к нарушению линейности спектра дислокационных колебаний – в нем возникает щель, зависящая от концентрации дефектов. Граница этой области для краевой дислокации определяется условием

$$v < cR \cdot \sqrt[3]{ne^2},$$

где  $n$  – концентрация дефектов,  $R$  – радиус дефекта,  $e$  – параметр несоответствия,  $v$  – скорость скольжения дислокации,  $c$  – скорость распространения поперечных звуковых волн. При движении двух краевых дислокаций в параллельных плоскостях скольжения главный вклад в формирование щели в дислокационном спектре вносит взаимодействие дислокаций между собой. В этом случае учет конечных размеров дефектов необходим в области

$$v < cR/a,$$

где  $a$  – расстояние между плоскостями скольжения дислокаций. В случае, когда краевая дислокация движется в ферромагнетике, и основное влияние на формирование спектра оказывает магнитоупругое взаимодействие дислокации с магнитной подсистемой кристалла, размеры дефектов необходимо учитывать при выполнении условия

$$v < \frac{RBb}{4c_s} \sqrt{\frac{w_M \ln \frac{q_c}{e_0}}{pm}}.$$

Здесь  $B$  – константа магнитоупругого взаимодействия;  $b$  – модуль вектора Бюргера краевой дислокации,  $w_M = gM_0$ ,  $g$  – гиромагнитное отношение;  $M_0$  – намагниченность;  $q_c$  – температура Кюри. Параметры  $e_0$  и  $c_s$  определяют спектр магнонов в ферромагнетике с анизотропией типа легкая ось, когда магнитное поле направлено вдоль оси анизотропии:  $e(k) = e_0 + c_s^2 k^2$ , где  $k$  – волновой вектор. Учет конечных размеров дефектов в указанных областях приводит к изменению вида си-



лы торможения, в частности, она становится линейной функцией скорости, что согласуется с экспериментом.

1. V.V. Malashenko, V.L. Sobolev, B.I. Khudik. Phys. Stat. Sol. (b). **143**, 2, 425(1987).
2. В.В. Малашенко, Т.И. Малашенко. ФТВД **13**, 2, 108(2003).

## **ВОЗМОЖНЫЙ МЕХАНИЗМ ДИНАМИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТА ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТЕНКИ В КРИСТАЛЛЕ С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ ПРИМЕСИ**

**Малашенко В. В.**

*Донецкий национальный технический университет  
Донецкий физико-технический институт НАН Украины  
[malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua](mailto:malashenko@kinetic.ac.donetsk.ua)*

Взаимодействие краевых дислокаций с параллельными векторами Бюргерса приводит, как известно, к образованию дислокационной стенки, плоскость которой перпендикулярна этим векторам [1]. Дислокационная стенка представляет собой модель границы двух блоков или субзерен. Благодаря подвижности дислокаций, такая граница является скользящей. Под действием внешних напряжений она может перемещаться, что приводит к изменению структуры поликристалла. В настоящей работе исследуется движение трех краевых дислокаций, расположенных в плоскости перпендикулярной их плоскостям скольжения. Такую дислокационную систему можно считать элементом дислокационной стенки. Имеющиеся в кристалле точечные дефекты (вакансии, примеси, междоузельные атомы) могут оказывать существенное влияние на скольжение дислокаций. При надбарьерном скольжении дислокаций (т.е. когда кинетическая энергия дислокации превосходит энергию взаимодействия с дефектом) такое влияние возможно лишь при высоких концентрациях дефектов. Одним из механизмов диссипации при таком скольжении является необратимый переход кинетической энергии дислокации в энергию ее колебаний в плоскости скольжения. Сила торможения дислокации точечными дефектами зависит в этом случае от вида спектра дислокационных колебаний [2,3]. Взаимодействие дислокаций между собой приводит к перестройке спектра дислокационных колебаний – в нем появляется щель, величина которой определяется силой дислокационного взаимодействия, т.е. зависит от расстояния между дислокациями и упругих констант кристалла [4]. Поскольку результирующая сила, действующая на среднюю дислокацию, отличается от сил, действующих на крайние, различной будет и величина щели в их спектрах, а, следовательно, различными будут и силы, действующие на эти дислокации со стороны точечных дефектов. При высоких скоростях скольжения и больших концентрациях дефектов возможна ситуация, когда исследуемая конфигурация дислокаций потеряет устойчивость и средняя дислокация оторвется от данной дислокационной системы. Этот отрыв может произойти при выполнении условия

$$4p(1-k)n_0e^2\left(\frac{a}{b}\right)^3\left(\frac{v}{c}\right)\geq 1,$$

где  $k$  – коэффициент Пуассона,  $n_0$  – безразмерная концентрация дефектов,  $e$  – параметр несоответствия дефекта,  $b$  – модуль вектора Бюргерса краевой дислокации,  $v$  – скорость скольжения дислокационной системы,  $c$  – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле,  $a$  – расстояние между соседними дислокациями



(для простоты считаем дислокации равноудаленными). Поскольку данный механизм диссипации является температурно-независимым, роль его возрастает при понижении температуры, когда эффективность других механизмов снижается.

1. Дж. Хирт, И. Лоте, Теория дислокаций, Атомиздат, Москва (1972).
2. V.V. Malashenko, V.L. Sobolev, B.I. Khudik. Phys. Stat. Sol. (b). **143**, 2, 425(1987).
3. В.В. Малашенко. ФТТ **29**, 5, 1614(1987).
4. В.В. Малашенко, Т.И. Малашенко. ФТВД **12**, 2, 57(2002).

## ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДНЫХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

**Затульский Г. З., Мурасов М. Е.**

*Национальный технический университет Украины "КПИ"*

Материалы с памятью формы на основе меди обладают уникальными термомеханическими свойствами. Одновременно с этим, некоторым сплавам систем Cu–Al–Mn, Cu–Al–Ni присущи высокие характеристики механической усталости, износа и эрозии [1,2], что обусловило их широкое применение в триботехнике.

Исследовали износостойкость сплавов состава Cu–Al(12..13)–Mn(4..5), которые проявляют эффект памяти формы в области  $\beta$ -фазы (Рис.1). Было изучено влияние добавок В, Ni, Ti, лигатуры  $Al_{92}Ti_{4,4}C_{1,6}N_{1,7}$  на структуру и износостойкость бронзы марки БрА12Мц4.



**Рис. 1.** Взаимосвязь износостойкости с исследованными параметрами бронз

Выполнен сравнительный анализ износостойкости алюминиевых бронз с ЭПФ со стандартными марками, наиболее близкими по химическому составу к исследованным сплавам. Сделаны выводы о влиянии химического состава, термообработки, микроструктуры и твердости бронз с ЭПФ на уровень их износостойкости. Показано, что износостойчивость термостабилизированных бронз БрА12Мц4 и БрА12Мц4Н2, в среднем, на 30% выше стандартной бронзы триботехнического назначения – БрА9Мц2.

1. Бледнова Ж., Бундревич Д. / 4<sup>th</sup> International symposium on thribo-fatigue. – P.681–686.
2. Harry J. Meigh. Cast and wrought aluminium bronzes: properties, processes and structure. London: IOM Communications. – 2000. – P.272-280.

# ДВОЙНИКОВАНИЕ В КРИСТАЛЛАХ СУРЬМЫ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКИ И ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

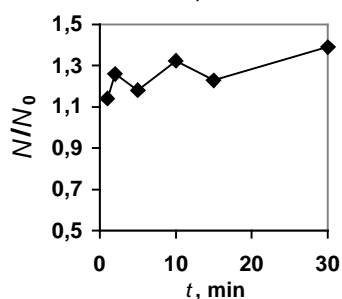
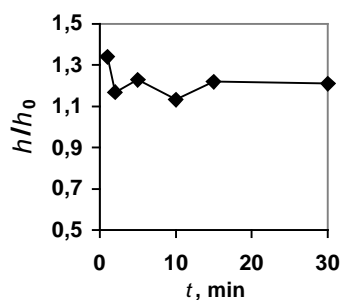
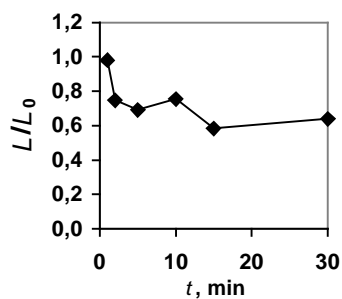
Пинчук А. И., Слесарев С. Г.

Мозырский государственный педагогический университет, Мозырь, Беларусь  
[apinchook@tut.by](mailto:apinchook@tut.by)

В настоящей работе представлены закономерности развития двойникования в кристаллах сурьмы при одновременном приложении постоянного магнитного поля (МП) и сосредоточенной нагрузки в условиях сопутствующего скольжения.

Для исследования были выбраны монокристаллы сурьмы, выращенные по методу Бриджмена из сырья химической чистоты. Образцы имели вид прямоугольных призм с размерами  $10 \times 5 \times 5$  мм. Исследования проводились с помощью микротвердомера ПМТ-3, алмазная пирамидка которого представляет собой сосредоточенную нагрузку. Индентор вдавливался в плоскость совершенной спайности (111) кристаллов сурьмы. Изучалось поведение клиновидных двойников системы  $\{110\}\langle 001 \rangle$  в зависимости от времени  $t$  выдержки кристалла под индентором. Индукция магнитного поля в зазоре сердечника электромагнита, куда помещался образец, была постоянна и равна  $B = 0,2$  Тл. Нагрузка на индентор  $P$  равнялась  $P = 0,35$  Н, что обеспечивало необходимую точность измерений.

На всех приведенных графиках величины с подстрочным индексом «ноль» соответствуют индентированию кристаллов сурьмы без воздействия МП. Величины без этого индекса соответствуют индентированию в МП. Из рассмотрения графиков



следует, что приложение МП к кристаллам сурьмы ведет к снижению средней длины  $L$  клиновидных двойников, заклинившихся у отпечатка индентора. В то же время МП стимулирует работу источников двойникообразующих дислокаций, поскольку отношение толщин двойников  $h/h_0$  больше в присутствии МП. Число двойникообразующих дислокаций, локализованных на границе раздела двойник-матрица, находится из соотношения  $n = h/a$ , где  $a$  – параметр кристаллической решетки кристаллов сурьмы в направлении перпендикулярном плоскости двойникования. Пластифицирующее влияние МП проявляется в увеличении числа клиновидных двойников у устья, в пользу чего свидетельствует рост отношения числа двойников  $N/N_0$  в поле и без него.

Снижение длины клиновидных двойников в кристаллах сурьмы при приложении постоянного МП связывается с интенсификацией конкурирующего вида пластической деформации, т.е. скольжения. Выпуклая форма отпечатков алмазной пирамидки при выдержке кристалла под индентором в МП, указывает на активацию скольжения по плоскостям  $\{111\}$ , образующими острый угол с направлением воздействия сосредоточенной нагрузки. При приложении МП материал под действием нагрузки движется вверх по этим плоскостям.

## ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ БЕЗВОДНЫХ СМЕСЕЙ НА ОРГАНОБЕНТОНИТОВОМ СВЯЗУЮЩЕМ

Сироткин Д. Е., Никитин В. И., Плотникова Т. Н., Зоненберг Н. Н.

ОАО «АВТОВАЗ», Тольятти, Россия  
СамГТУ, Самара, Россия  
[DE.Sirotkin@vaz.ru](mailto:DE.Sirotkin@vaz.ru)

Проведены исследования физико-химических и технологических свойств безводной формовочной смеси. В качестве связующего использовался органобентонит. Огнеупорным наполнителем в безводной смеси служил кварцевый песок, дисперсионной средой – различные углеводородные жидкости (минеральные масла). Исследования позволили установить влияние исходных материалов на свойства безводной формовочной смеси. Было изучено влияние разных марок органобентонита (производства ЗАО «Консит-А» (г. Москва), фирмы “ELEMENTIS” (Англия) «Бентон 910», «Бентон 920», «Бентон 150», «Бентон 155»). Определено оптимальное количество органобентонита в составе безводной смеси. Изучено влияние углеводородных жидкостей (минеральные масла марок ИНСП-110, ИГП-40, ИГП-30, ИГП-18, ИГП-6) на свойства смеси. Определена марка минерального масла, позволяющая получить наиболее высокий уровень технологических свойств, и его оптимальное количество в составе смеси. Исследовано влияние качества формовочного песка на свойства безводной формовочной смеси. Использовались кварцевые пески шести марок из четырех карьеров: ЗАО "Балашейские пески", ООО "Нерудные строительные материалы" (г. Новочебоксарск), ГОК "Мураевня" (г.Рязань), ГОК «Чапурниковские формопески». Исследовано влияние дополнительных материалов (красный железистый пигмент, спирт этиловый). Рассмотрены технологические особенности смесеприготовления и формообразования.

Физико-механические характеристики исследованных смесей: предел прочности на сжатие (0,046-0,085) МПа, газопроницаемость (40-350) ед. (в зависимости от фракции и глинистой составляющей песка), осыпаемость (0,05-0,3) %. С использованием безводной формовочной смеси получены формы и залиты опытные отливки. Смесь имела следующие характеристики:  $\sigma_{сж}$  – 0,08 МПа; газопроницаемость – 40 ед.; уплотняемость – 55%; осыпаемость – 0,05%. Формовку осуществляли в опоках размерами 150x150x130 мм. Масса безводной смеси в форме составляла 3,5 кг, металлоемкость легкоплавкого сплава – 5 кг. После уплотнения смеси твердость набивки форм находилась в пределах 80...90 ед. на горизонтальных поверхностях. Заливку формы проводили из графитового тигля легкоплавким Sn–Bi сплавом при температуре 145 °С. После выдержки 30 мин форму легко выбивали, поскольку смесь при нагреве не упрочнялась и не пригорала к отливке. Потери смеси с отливкой отсутствовали. В процессе получения отливок безводную смесь использовали в качестве оборотной десять раз. Полученные десять отливок не имели засоров, раковин, пригара. Качество поверхности отливок было высокое.

Результаты работы показали потенциальные возможности применения безводной смеси для изготовления высококачественных отливок штамповой оснастки. Смесь может использоваться многократно, позволяет получить четкий отпечаток, имеет хорошую податливость, позволяет получить равномерную твердость. Живучесть данной смеси составляет порядка нескольких недель.

## ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ОТЖИГЕ

Дударев Е. Ф., Скосырский А. Б., Гирсова Н. В., Колобов Ю. Р.,  
Малеткина Т. Ю., Гришков В. Н., Кашин О. А.

В настоящей работе методами электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа исследована эволюция микроструктуры при прокатке субмикрористаллического сплава  $Ti_{49,4}Ni_{50,6}$  и его последующем отжиге. Субмикрористаллическая структура была сформирована методом равноканального углового прессования при 723 К (8 проходов через каналы при угле между каналами  $110^\circ$ ). Перед прокаткой размер элементов зеренно-субзеренной структуры составил  $0,1 \div 0,7$  мкм, около 70% которых имели размер  $0,1 \div 0,3$  мкм. Микродифракционная картина, в основном, соответствует фазе В2, иногда присутствуют слабые рефлексы фазы В19'. После пластической деформации сплава прокаткой на 20% наблюдается, в основном, нанокристаллическая структура со средним размером элементов 0,09 мкм. С ростом степени деформации средний размер элементов структуры уменьшается и при деформации 40, 60 и 80% составляет 0,04; 0,037 и 0,032, соответственно. С ростом степени деформации уменьшается также интенсивность рентгеновских пиков, наблюдается их уширение. После 80% на рентгенограмме обнаружено 2 достаточно размытых пика (угловые интервалы в  $2\Theta$ :  $38^\circ-50^\circ$  и  $70^\circ-90^\circ$ ). На микроэлектроннограммах появляются гало, что свидетельствует о наличии аморфизированной структуры. Вид этих гало и темнопольные изображения соответствующих микроструктур свидетельствуют о том, что имеются участки наноструктуры с сильно и слабо выраженной текстурой. Наличие гало на микродифракционных картинах и наличие размытых рентгеновских пиков дает основание предположить, что при больших степенях деформации происходит аморфизация материала.

Отжиги при 623 и 723 К в течение одного часа образцов, подвергнутых прокатке на 80%, существенно изменяют вид рентгенограмм. Дифрактограмма состоит из линий фазы В2, наблюдается четкое разрешение линий, изменяется форма профиля линий. После отжига при 623 К средний размер нанозерен составляет 0,07 мкм. На микроэлектроннограммах исчезают гало, но кольцевой характер их сохраняется. Однако рефлексы становятся более яркими, исчезает их азимутальное размытие. Микродифракционная картина указывает на наличие текстуры. С повышением температуры отжига до 723 К средний размер нанозерен увеличивается до 0,09 мкм. Электронограммы остаются кольцевыми, но сильно уменьшается число рефлексов на единицу длины окружности, что свидетельствует об увеличении размера зерен и интенсивном развитии процессов рекристаллизации.

Таким образом, в субмикрористаллическом сплаве на основе никелида титана в результате интенсивной пластической деформации прокаткой при комнатной температуре может быть получена аморфизированная структура. Последующие отжиги в интервале температур  $623 \div 723$  К позволяют сформировать нанокристаллическое состояние со средним размером нанокристаллов меньше 0,07 мкм.

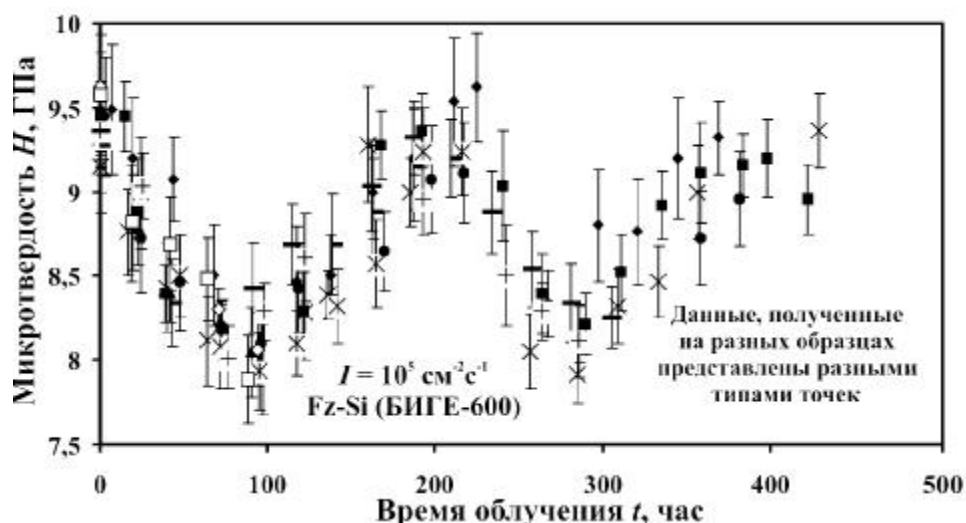
## НЕМОНОТОННОЕ РАЗУПРОЧНЕНИЕ КРЕМНИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СЛАБОИНТЕНСИВНОГО БЕТА-ОБЛУЧЕНИЯ

Головин Ю. И., Дмитриевский А. А., Сучкова Н. Ю., Карцев С. В.,  
Толотаев М. Ю.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов,  
[dmitr2002@tsu.tmb.ru](mailto:dmitr2002@tsu.tmb.ru)

Физические свойства полупроводников во многом зависят от типа и концентрации радиационных дефектов (РД). Пониманию природы обнаруженного в [1] немонотонного радиационно-стимулированного изменения микротвердости кремния (см. рисунок) может способствовать информация о структуре вторичных РД, формирующихся в условиях слабоинтенсивного ( $I \sim 10^5 \text{ см}^{-2}\text{с}^{-1}$ ) бета-облучения.

Определению типа РД, ответственных за наблюдаемые изменения микротвердости монокристаллов кремния, была посвящена настоящая работа.



Показано, что процесс преобразования подсистемы РД кремния, индуцируемый слабоинтенсивным бета-облучением, является многостадийным. Методами изохронного отжига образцов на разных стадиях облучения и исследования скорости изменения микротвердости от интенсивности облучения показано, что первый из двух наблюдаемых пиков разупрочнения (на зависимости микротвердости от времени облучения) связан с накоплением комплексов радиационных дефектов, включающих две вакансии ( $V_2-O_2$  и/или  $V_2-O-C$ ). За появление второго пика разупрочнения отвечают комплексы радиационных дефектов  $V-O$  (А-центры) и/или  $C_i-O_i$ . Данные, полученные методом нестационарной емкостной спектроскопии глубоких уровней, также указывают на участие электрически активных дефектов  $V-O$ ,  $C_i$  и  $C_i-C_s$ ,  $V_2-O-C$  в радиационно-стимулированной модификации пластических свойств кремния. Таким образом, из всего многообразия радиационных дефектов выбрано несколько «кандидатов» на роль дефектов, ответственных за радиационно-стимулированное (при малых флюенсах) немонотонное изменение механических характеристик (микротвердости) кремния.

1. Ю.И. Головин, А.А. Дмитриевский, И.А. Пушнин, Н.Ю. Сучкова, ФТТ, **46**, 10, 1790-1792 (2004).

## СВЕРХТВЕРДЫЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ И НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ

Коротаев А. Д., Тюменцев А. Н., Пинжин Ю. П.

ТГУ, Томск, Россия, [korotaev@phys.tsu.ru](mailto:korotaev@phys.tsu.ru)

Создание и фундаментальные исследования нанокристаллических пленок и покрытий является одним из перспективных направлений развития нанотехнологий и получения новых материалов. Особый интерес представляют синтезированные в последнее десятилетие сверхтвердые ( $H_v \geq 40$  ГПа) наноккомпозитные покрытия, механические свойства которых и закономерности нелинейной упругости свидетельствуют о достижении в этих материалах состояний, близких к теоретической прочности. Их исследование дает возможность выяснить некоторые общие закономерности поведения высокопрочных материалов, в частности, механизмов формирования их уникальных физико-механических свойств (в том числе, при размерах зерна менее 10 нм). Имеются широкие перспективы использования сверхтвердых покрытий в технике.

Настоящее сообщение посвящено обзору основных достижений в разработке физических и технологических принципов создания таких покрытий; анализу особенностей их состава, дефектной субструктуры, упруго-напряженного состояния и природы высокой прочности.

В докладе обосновываются идеи о необходимости классификации сверхтвердых наноккомпозитных покрытий и, в целом, нанокристаллических материалов на два класса:

а) материалы и покрытия с предельно малой величиной зерна  $d < 5 \div 6$  нм, в которых ввиду невозможности генерации и распространения дислокаций следует ожидать отличных от дислокационной пластичности механизмов деформации и элементарных физических носителей деформации, обсуждается вопрос о природе таких носителей;

б) материалы с размером зерна  $d > 10$  нм с дислокационными механизмами пластичности.

Выполнен анализ имеющихся данных по структуре сверхтвердых наноккомпозитных покрытий с размером зерна  $d = 3 \div 6$  нм и  $20 \div 30$  нм.

Представлены результаты собственных исследований структуры и упруго-напряженного состояния нанокристаллических покрытий TiN, TiN–металл, TiN–аморфная фаза.

Показано, что текстурированные нанокристаллические покрытия имеют двухуровневую зеренную структуру – в зернах размером  $0.1 \div 0.3$  мкм наблюдается внутренняя структура с размером зерна менее  $10 \div 15$  нм. Электронномикроскопически в таких покрытиях обнаружены высокая ( $25 \div 30$ ) град/мкм кривизна-кручение решетки и дальнедействующие напряжения сжатия до 10 ГПа. Предложена схема формирования такой структуры и нерелаксированной внутризеренной дефектной субструктуры в процессе развития текстуры роста.

Обсуждены вопросы влияния размера зерна, уровня внутренних напряжений и дефектной субструктуры в зависимости от условий и механизма роста покрытий, наличия аморфной зернограничной фазы на их прочностные свойства, а также взаимосвязь найденных особенностей структуры с твердостью покрытий.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования РФ и CRDF в рамках программы BRNE (проект ТО №016-02) и гранта РФФИ 05-08-01277.*

# ЭВОЛЮЦИЯ И СТАБИЛЬНОСТЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ДВУМЕРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ

Сурсаева В. Г., Митрофанова В. К.

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

Тормозящими факторами роста зёрен являются: границы зёрен, вакансии, примеси, частицы второй фазы, тройные стыки. Существуют различные механизмы стабилизации микроструктуры металлов. В работе [1] выстроен ряд различных механизмов торможения роста зерен по степени возрастания их эффективности влияния на рост зёрен. Показано, что в Al при 200 °C тормозящий эффект тройных стыков самый существенный.

Классическая концепция роста зёрен в двумерных поликристаллах основывается на определяющей роли границ зёрен. Это нашло отражение в хорошо известном уравнении von Neumann–Mullins. В соответствии с таким подходом тройные стыки не тормозят движение границ, и их роль в процессе роста зёрен сводится к поддержанию термодинамически равновесных углов по линии, вдоль которой стыкуются границы зёрен. Именно поэтому границы зерен в науке о материалах считались ответственными за микроструктуру элементами, которыми можно охарактеризовать процесс роста зерен, считалось, что именно подвижность границ зерен ответственна за изменение среднего размера зерна. С точки зрения современных экспериментальных данных такой взгляд совершенно не обоснован. Число тройных стыков сравнимо по величине с числом границ зерен в поликристалле. Поэтому можно предположить, что тройные стыки являются такими же структурными элементами, как и границы зерен, свойства тройных стыков также определяют процесс роста зерен, особенно в мелкокристаллических и наноматериалах.

В данной работе экспериментальные данные по подвижности тройных стыков рассматриваются в связи с контролирующей кинетикой в процессе роста зёрен в 2D системе. Когда господствует граничная кинетика, рост зёрен в поликристалле следует уравнению von Neumann–Mullins. Когда рост зёрен управляется подвижностью тройных стыков, классическое уравнение von Neumann–Mullins более не выполняется. Это тем более резко выражено, чем меньше подвижность тройных стыков. Эволюция микроструктуры в ходе двумерного роста зёрен рассматривается с учётом влияния зернограничных систем тройных стыков. Вводится понятие критерия  $\Lambda$ , который отражает отношение граничной к стыковой подвижности, а также пропорциональность размеру зерна. Показано, что существует два различных режима роста зёрен в поликристаллах: первый связан с ситуацией, когда рост зёрен контролируется движением границ зёрен, второй определяется подвижностью тройных стыков, т.е. подвижность тройных стыков определяет кинетику роста зёрен.

Основываясь на знаниях свойств тройных стыков и законов их движения, можно управлять зёренной структурой, а, следовательно, и прочностными свойствами материалов.

*Автор благодарит Российский Фонд Фундаментальных исследований за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ ИННО 05 02 04017.*

1. L.S.Shvindlerman, G.Gottstein. *Z.Metallk*, 95, 92004) 239-241



## СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ НАНОДИСПЕРСНЫХ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Ильинский А. И., Зубков А. И.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», Украина, г. Харьков,  
[ilinsky@kpi.kharkov.ua](mailto:ilinsky@kpi.kharkov.ua)

Известно, что одним из способов получения высокопрочных наноструктурных металлов, сплавов, композитов в виде фольг и покрытий является их кристаллизация из паровой фазы в вакууме [1, 2]. Размер структурных элементов чистых металлов зависит от технологических условий: температуры осаждения, скорости конденсации, глубины вакуума и т.д. Важным фактором, приводящим к существенному диспергированию структуры конденсатов, является легирование паровой фазы основного компонента тугоплавкими соединениями и металлами, нерастворимыми в равновесных условиях в металле-основе. При конденсации таких паровых смесей на неориентирующей подложке в вакууме можно получать материалы с широким спектром структурных состояний: пересыщенные растворы, двухфазные композитные структуры и т.д. Примером таких объектов являются бинарные системы типа металл–окисел ( $\text{Cu-SiO}_2$ ) и металл–металл с малорастворимыми ( $\text{Cu-Co}$ ) и нерастворимыми ( $\text{Cu-W, Ta, Mo}$ ) компонентами в равновесных условиях. В работе проведено сравнительное изучение структуры и прочностных свойств этих материалов. Исследуемые образцы представляли собой фольги толщиной 10–50 мкм. Использовались методы просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения, рентгеновской дифракции и активного растяжения на установке с «жестким» датчиком. Показано, что при конденсации паров, составляющих конденсат, формируются как типично композиционные структуры ( $\text{Cu-SiO}_2$ ), так и пересыщенные растворы  $\text{Co, W, Ta, Mo}$  в кристаллической решетке меди с соответствующими высокодисперсными включениями. Исследовано влияние состава и содержания легирующих материалов, температуры подложки и скорости осаждения матричного металла – меди на структуру и прочностные свойства конденсатов указанных систем. При одинаковой технологии получения влияние состава на дисперсность зеренной структуры матрицы и частиц второй фазы имеет существенно различный характер. Минимальный размер зерна медной матрицы и частиц упрочняющей фазы (менее 60 нм и 5 нм, соответственно) достигнут в системе  $\text{Cu-Ta}$ . Таким образом, фольги  $\text{Cu-Ta}$  имеют типично нанокристаллическую структуру.

Совместный вклад зернограничного, твердорастворного и дисперсного упрочнения обуславливает высокие прочностные свойства этих материалов. Максимальный уровень механических свойств имеют фольги  $\text{Cu-Ta}$ . Так, при содержании 1% вес.  $\text{Ta}$ , предел прочности фольг превышает 1000 МПа.

1. Палатник Л.С., Фукс М.Я., Косевич В.М. Механизм образования и субструктура конденсированных пленок. – М.: Наука, 1972. – 310 с.
2. Ильинский А.И. Структура и прочность слоистых и дисперсноупрочненных пленок. – М.: Металлургия, 1986. – 144 с.

## ТЕМПЕРАТУРНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ Cu–W, Cu–Ta, Cu–Mo

Ильинский А. И., Зубков А. И., Зозуля Э. В., Субботин А. В.,  
Зеленская Г. И.

Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт», Украина, г. Харьков,  
[ilinsky@kpi.kharkov.ua](mailto:ilinsky@kpi.kharkov.ua)

Исследована температурная стабильность структуры, прочностных и электрофизических свойств конденсатов бинарных систем Cu–W, Cu–Ta, Cu–Mo в виде фольг толщиной 10–50 мкм. Структуру объектов изучали методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии, состав определяли рентгеноспектральным анализом. Прочностные свойства измеряли в режиме активного растяжения, контролировали также микротвердость и удельное электросопротивление. Отжиг проводили в интервале температур 400–900 °С в течение 0,25–4 часов. Все изученные образцы не изменяли своего структурного состояния и свойств при нагреве до 500 °С. При воздействии температуры выше 500 °С характер изменения структурных параметров и свойств зависит от исходного состояния, но для всех объектов наблюдается необратимый распад пересыщенных растворов и рост частиц второй фазы. В результате формируется типично композиционная структура.

В случае сильно пересыщенных растворов отжиг при температурах выше 500 °С приводит к повышению прочностных свойств в результате появления пика дисперсионного твердения. Его высота и положение зависит от степени пересыщения твердых растворов, состава и содержания легирующих элементов, условий термообработки. В случае слабо пересыщенных растворов пик дисперсионного твердения не выявляется, прочностные свойства плавно снижаются с выходом на насыщение. Удельное электросопротивление всех объектов независимо от исходного состояния в результате отжига уменьшается, но, как правило, не достигает значения, характерного для чистой меди. Эволюционные изменения в структуре всех образцов происходят в определенной последовательности. Сначала наблюдается необратимый распад пересыщенных растворов и рост частиц второй фазы. При этом кинетика роста включений может быть описана соотношением вида:

$$D \sim \alpha t^n,$$

где  $D$  – средний диаметр растущей частицы,  $t$  – время отжига,  $\alpha$  – коэффициент, зависящий от энергии межфазной границы, коэффициента диффузии и т.д. Показатель степени  $n \approx 0,33$  на стадии распада твердых растворов и  $n = 0,5$  на стадии коагуляции упрочняющих частиц. Изменения зеренной структуры матрицы значительно «запаздывают» по отношению к этим процессам. Движение границ зерен начинается лишь при достижении определенной дисперсности упрочняющей фазы. Наибольшей температурной стабильностью структуры и свойств обладают фольги Cu–Ta, что, по-видимому, связано с наибольшим различием атомных размеров компонентов этой системы.

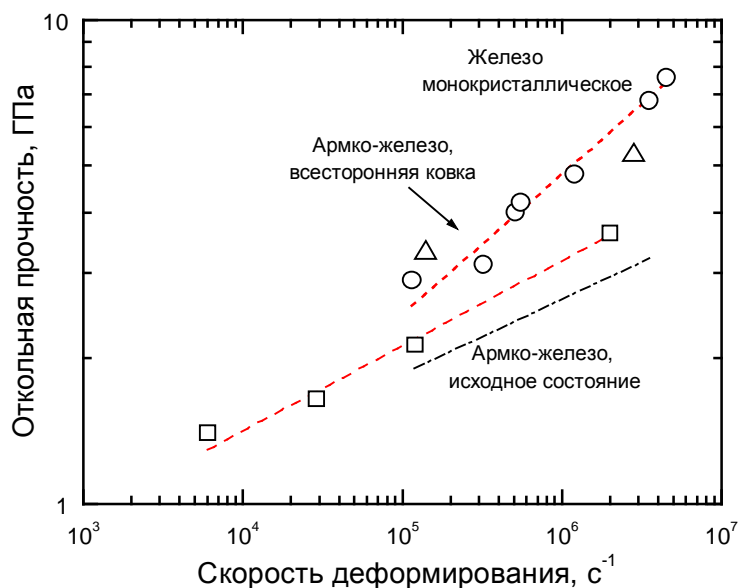
# СИЛЬНОЕ РАСТЯЖЕНИЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Разоренов С. В., Канель Г. И., Савиных А. С.

Институт Проблем Химической Физики РАН, Черноголовка  
[razsv@icp.ac.ru](mailto:razsv@icp.ac.ru)

Современная техника экспериментов с ударными волнами позволяет проводить исследования свойств материалов при отрицательных давлениях до  $-15-20$  ГПа и более [1]. Такие возможности стимулирует поиск полиморфных превращений при растяжении и анализ их вклада в инициирование разрушений.

В данной работе с целью проверки наличия области аномальной сжимаемости железа при отрицательных давлениях, предсказанной первопринципными расчетами [2], и исследования влияния его исходной структуры на прочностные свойства проведена регистрация отражения импульсов сжатия от поверхности образцов железа в различном структурном состоянии. Ударные волны различной длительности генерировались в образцах при соударении с алюминиевыми ударниками толщиной  $2-0,05$  мм, разогнанными с помощью взрывных устройств до скорости  $600-1250$  м/с. Образцы представляли собой пластины армко-железа толщиной  $0,5-10$  мм в исходном состоянии (размер зерна  $\sim 28$  мкм) и в наноструктурном состоянии, а также тонкие ( $0,7-3$  мм) пластины, содержащие отдельные крупные (до  $10$  мм) зерна, фактически – монокристаллы, высокочистого железа. Ультрамелкозернистое состояние



**Рис. 1.** Зависимость откольной прочности железа в различном структурном состоянии от скорости деформирования.

армко-железа получалось путем интенсивной пластической деформации более  $1500\%$  методом всестороннейковки, после которой средний размер зерна определить не удается. Толщина образцов обычно в  $3-5$  раз превышала толщину ударников, а их диаметр во всех случаях был достаточен для обеспечения одномерности деформации в течение всего процесса измерений.

С помощью лазерного Доплеровского измерителя скорости VISAR в экспериментах проводилась непрерывная регистрация профилей скорости свободной поверхности образцов, из анализа которых определялись критические растягивающие напряжения и скорость деформирования перед разрушением.

На рис. 1 суммированы результаты измерений сопротивления откольному разрушению железа различной структуры в зависимости от скорости деформирования. Видно, что критические разрушающие напряжения для субмикроструктурного и монокристаллического железа мало отличаются. В диапазоне достигнутых растяги-

вающих напряжений (до 7,6 ГПа) не обнаружено признаков ожидавшегося формирования ударных волн разрежения. Волновые профили и зависимость откольной прочности от скорости растяжения не выявляют каких-либо особенностей в области предполагаемой аномалии сжимаемости железа. Разрушающие напряжения достигают 25–50% предельной теоретической прочности железа при длительности нагрузки  $\sim 10^{-8}$  с.

1. Kanel G.I., Razorenov S.V., Utkin A.V., et al. // J.Appl.Phys. 1993. V.74. No 12. P. 7162.
2. Синько Г.В., Смирнов Н.А. // Письма в ЖЭТФ, 2004. Т.79. №11. С. 665.

## СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НИКЕЛИДА ТИТАНА, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИОННЫМИ И ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ

Мейснер Л. Л., Сивоха В. П., Лотков А. И., Ротштейн В. П.\*

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия.*

[llm@ispms.tsc.ru](mailto:llm@ispms.tsc.ru)

*\*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск*

В докладе представлены результаты исследований структурных свойств поверхностных слоев никелида титана, модифицированных ионными и электронными воздействиями – элементного и фазового составов, микроструктуры и их эволюции по глубине залегания слоя от модифицированной поверхности, а также их влияния на параметры эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ).

При ионной модификации ионы меди, титана, циркония, молибдена имплантировались при ускоряющем напряжении 60 кВ с частотой следования импульсов 50 Гц. Дозы облучения варьировали. Температура образцов в процессе ионной имплантации не превышала 373–424 К. При облучении низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП) параметры пучка варьировали в интервалах: средняя энергия электронов 15–20 кэВ, плотность энергии за импульс 5–8 Дж/см<sup>2</sup>, длительность импульса 1,5–3,5 мкс, число импульсов в серии 10–100, частота повторения импульсов 0,1 Гц. Облучение проводили как в техническом вакууме  $10^{-4}$ – $10^{-5}$  Торр, так и в условиях высокого вакуума  $10^{-5}$ – $10^{-6}$  Торр. Обнаружено, что оба вида модификации поверхности никелида титана сопровождаются изменением температурных интервалов неупругого накопления деформации и формовосстановления, более значительным после обработки электронами, чем ионными пучками. Деформационные параметры ЭПФ и СЭ после ионных обработок не только не снижаются, а даже повышаются в интервалах невысоких нагрузений (менее 200–300 МПа). Модификация образцов TiNi методом НСЭП, упрочняет поверхностные слои, подавляет МП в прилежащих к ним объемах материала, а также препятствует развитию пластической деформации даже при увеличении внешнего механического напряжения выше 400–500 МПа. Обсуждается природа обнаруженных эффектов.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДОВ В АНСАМБЛЕ МЕЗОДЕФЕКТОВ НА ПРОЦЕССЫ НАКОПЛЕНИЯ И ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В МЕТАЛЛАХ

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

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия*  
[roa@icmm.ru](mailto:roa@icmm.ru)

В настоящее время хорошо известно, что усталостное деформирование металлов сопровождается образованием большого числа характерных дислокационных структур (veins-channels structures, устойчивых полос сдвига, лабиринтов, ячеистых структур и т.д.), эволюция которых затрагивает практически все масштабные уровни материала. Этот процесс приводит к накоплению энергии в материале и развитию гетерогенного поля температур на его поверхности. Отношение величины запасённой (не упругой) энергии ( $W_{st}$ ) к величине пластической работы ( $w_p = \frac{1}{2}(\sigma - \sigma_0)$ ) является объектом бурных дискуссий на протяжении многих лет. Общепринятое предположение  $W_{st} < 0,2W_{st}$ , основанное на ранних работах Дж. Тейлора (G.I. Taylor, 1934), как правило, даёт хорошие результаты только при механических расчётах, выполненных для больших скоростей деформации. Современные экспериментальные исследования, выполненные с применением высокочувствительных инфракрасных детекторов, показали, что величина запасённой энергии существенно зависит от типа материала и характера процесса деформирования. Дальнейшее использование инфракрасного сканирования как метода мониторинга микроповреждений в металлах потребовало создания теоретических моделей, описывающих гетерогенный характер эволюции тепла в материале и его связь со структурными изменениями.

Данная работа была инициирована экспериментальными исследованиями, выполненными совместно с лабораторией LAMFIP ENSAM (Bordeaux, France), посвященными разработке методики применения инфракрасных камер при циклическом деформировании металлов. В результате было показано, что эволюция микроповреждений на завершающей стадии процесса деформирования (непосредственно перед образованием и на этапе развития усталостной трещины) сопровождается изменением временных и пространственных корреляционных свойств поля температуры; диссипация энергии, вызванная образованием мезоскопических дефектных структур, приводит к появлению ангармонизма в эволюции температуры. Для теоретического объяснения и моделирования наблюдаемых процессов разработана термодинамическая модель, описывающая баланс энергии в материале при пластическом деформировании. Используя результаты решения статистической задачи об эволюции типичных микродефектов (микросдвигов), пластическая деформация была представлена в виде суммы двух физически различных составляющих (пластических и структурных деформаций) из которых только одна (структурная) может быть интерпретирована как термодинамическая переменная. Определение величины и скорости накопления энергии в материале позволило уточнить известные функции распределения дефектов по размерам и ориентациям и получить кинетические уравнения, описывающие количественную и качественную перестройку структуры материала. Эффективность полученных уравнений показана при моделировании процесса диссипации энергии при образовании усталостной трещины при циклическом деформировании образца из стали 301L.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке РФФИ (грант № 05-08-33652а, 04-01-96009).*

# ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ, МЕНЯЮЩЕЙ СИММЕТРИЮ РЕШЕТКИ, НА УСЛОВИЯ ГЕНЕРАЦИИ УПРУГИХ ВОЛН НЕРАВНОВЕСНЫМИ ЭЛЕКТРОНАМИ

Кащенко М. П., Скорикова Н. А., Чашина В. Г.

Уральский лесотехнический университет, Екатеринбург

[mpk46@mail.ru](mailto:mpk46@mail.ru)

Рассмотрено влияние однородной деформации  $\epsilon_1$  растяжения ( $\epsilon_1 > 0$ ) и сжатия ( $\epsilon_1 < 0$ ) вдоль оси  $z$ , коллинеарной оси четвертого порядка исходной ГЦК решетки на число пар электронных состояний, потенциально активных в генерации упругих волн. Используется модельный электронный спектр в приближении сильной связи с учетом атомов первой координационной сферы в случае, когда интеграл перекрытия обратно пропорционален квадрату расстояния между атомами, что соответствует [1] сферической симметрии распределения электронной плотности на узлах решетки. Тогда при произвольных значениях  $\epsilon_1$  закон дисперсии для электронов имеет вид:

$$E(k) = E_0 - 4E_1 \left( \cos h_1 \cos h_2 + \frac{2}{(1 + (1 + \epsilon_1)^2)} \cos h_3 (1 + \epsilon_1) [\cos h_1 + \cos h_2] \right),$$

где  $E_0$  – атомный энергетический уровень,  $E_1$  – параметр, характеризующий взаимодействие с первыми соседями,  $h_i = ak_i/2$ ,  $a$  – постоянная решетки,  $i = 1, 2, 3$ .

Проанализирован вид листов  $s$  – поверхностей, разделяющих пары электронных состояний с разными знаками неравновесной добавки к фермиевской функции распределения. При  $\epsilon_1 > 0$  в достаточно большом интервале деформаций до 0,3 наблюдается увеличение доли активных состояний  $\zeta$ , расположенных в актуальном интервале энергий  $\Delta \approx 0,2\text{эВ}$  вблизи уровня Ферми  $\mu$ , причем  $\zeta \sim \Delta S$  – площади участков  $s$ -поверхностей, принадлежащих тому же интервалу энергий. Существенный вклад, определяющий немонотонную зависимость  $\Delta S$ , вносят листы  $s$ -поверхности, совпадающие с гранями зоны Бриллюэна, которые перпендикулярны оси  $z$ . Отметим, что площадь этих листов в ходе деформации увеличивается. При рассмотрении деформации сжатия было установлено, что доля пар электронных состояний постоянно растет, но темп роста  $\Delta S$  снижается, поскольку площадь тех же листов  $s$ -поверхности, что и в случае растяжения, постепенно уменьшается. Проведенный анализ показал, что есть реальная возможность поддержки процесса генерации волн неравновесными электронами в межфазной области не только вблизи сравнительно малых пороговых деформаций, но и в области довольно больших деформаций (в частности, при уровне деформации Бейна  $|\epsilon_1| \sim 0,2$ ).

1. Харрисон У. Электронная структура и свойства твердых тел. – Т. 1. М.: Мир, 1983. – 383 с.



# ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

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

Тольяттинский государственный университет, Россия,  
[yasn@infopac.ru](mailto:yasn@infopac.ru)

В работе, на основе проведённых экспериментальных исследований процессов образования и эволюции пентагональных кристаллов при электрокристаллизации меди [1] по схеме, представленной на рис. 1, составлена и обоснована диаграмма возможных фазовых переходов в малых частицах при варьировании параметров, управляющих процессом электроосаждения (рис. 2).

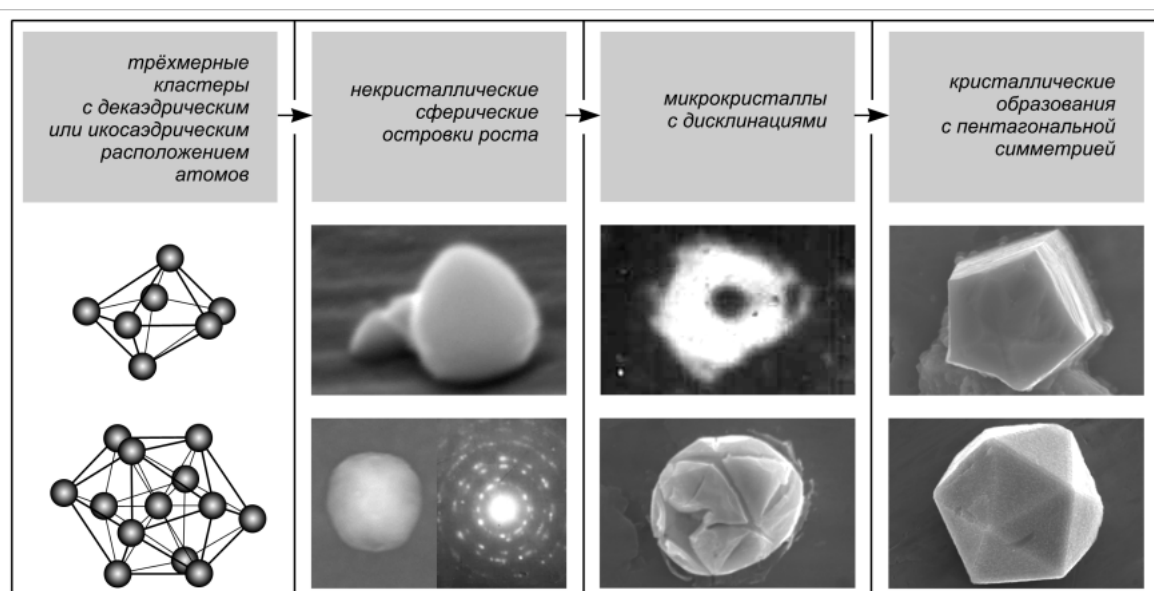


Рис. 1. Схема образования и эволюции пентагональных кристаллов при электрокристаллизации меди

При этом было выявлено, что размерный эффект, связанный с малыми частицами, существенным образом видоизменяет диаграмму фазовых переходов характерных для массивной меди и может приводить к образованию малых частиц с пентагональной симметрией, запрещённых законами кристаллографии.

Анализ фазовой диаграммы (рис. 2) позволяет наметить пути получения малых частиц с заданными свойствами, а именно:

1. Для получения пентагональных кристаллов требуется перевод некристаллических островков в высокотемпературное состояние. Последующее снижение температуры вызывает кристаллизацию поверхности островка с частичным сохранением в нем ближнего порядка в центре, т.е. образованием микрокристалла, содержащего дефект дисклинационного типа (путь  $A_1 \rightarrow A_2 \rightarrow A_2' \rightarrow A_5 \rightarrow C$  для икосаэдрических малых частиц или  $B_1 \rightarrow B_2 \rightarrow B_2' \rightarrow B_5 \rightarrow C$  для декаэдрических малых частиц).

2. Если островок находился в высокотемпературном жидкообразном состоянии, и в этот момент прекратить ток (доставку ионов) и обеспечить достаточно быстрый отвод тепла от островка в электролит и подложку, то можно добиться аморфизации



металла (путь  $A_1 \rightarrow A_2 \rightarrow A_3 \rightarrow E \rightarrow F$  для икосаэдрических малых частиц или  $B_1 \rightarrow B_2 \rightarrow B_3 \rightarrow E \rightarrow F$  для декаэдрических малых частиц).

3. Если островок находился в жидкообразном состоянии сравнительно долго, то при малой скорости охлаждения возможно формирование совершенного ГЦК-кристалла (путь  $A_1 \rightarrow A_2 \rightarrow A_3 \rightarrow A_4 \rightarrow D$  для икосаэдрических малых частиц или  $B_1 \rightarrow B_2 \rightarrow B_3 \rightarrow B_4 \rightarrow D$  для декаэдрических малых частиц).

Возможно, что данные положения могут послужить базисом для теории создания в процессе электрокристаллизации новых материалов с заданными свойствами.

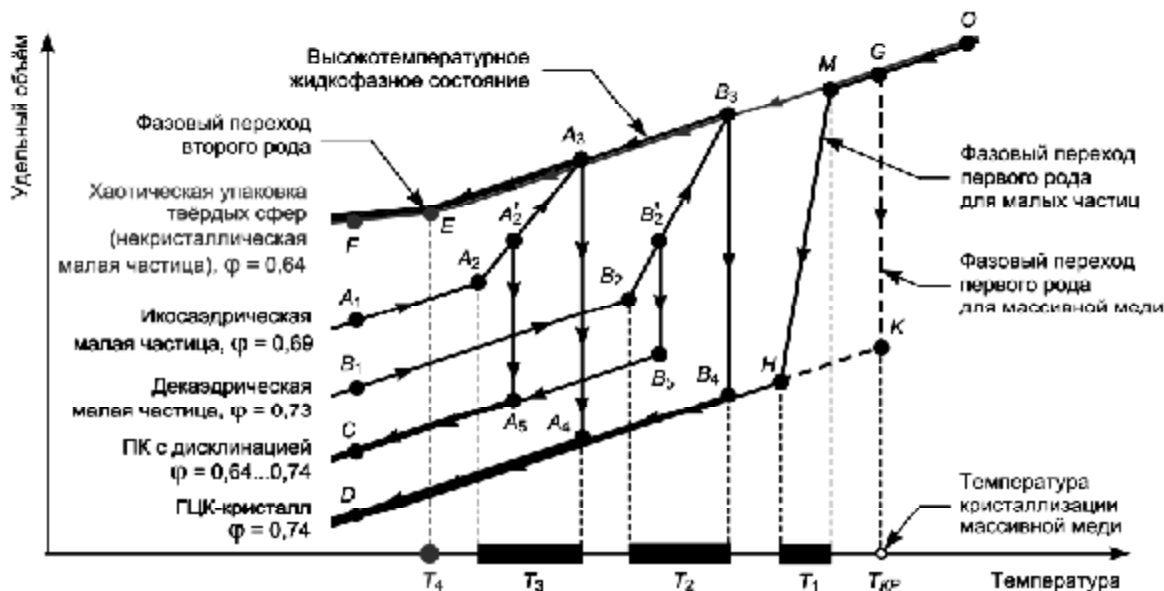


Рис. 2. Диаграмма возможных фазовых переходов в малых частицах

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект N 05-02-96508).

1. А. А. Викарчук, И. С. Ясников Особенности массо- и теплообмена в микро- и наночастицах, формирующихся при электрокристаллизации меди // Физика твёрдого тела. – 2006. – Т. 48, вып. 3. – С. 536 – 539.

## РАЗРУШЕНИЕ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ, ОБУСЛОВЛЕННОЕ УПРУГИМИ ПОЛЯМИ ДЕФЕКТОВ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА

Ясников И. С., Викарчук А. А., Довженко О. А., Тюрков М. Н.

Тольяттинский государственный университет, Россия,  
[yasn@infopac.ru](mailto:yasn@infopac.ru)

Формирование полостей в пентагональных микрокристаллах, имеющих одну (нитевидные микрокристаллы) или шесть (икосаэдраны) осей симметрии пятого порядка, впервые было теоретически предсказано, исходя из дисклинационных представлений, в работе [1]. Теоретическое обоснование и экспериментальное наблюдение

ние возникновения полости в нитевидных пентагональных микрокристаллах, имеющих одну ось симметрии пятого порядка и выросших до определённых размеров в процессе электрокристаллизации меди, было описано в работе [2]. Вопрос о возможности существования полостей в пентагональных малых частицах и микрокристаллах электролитического происхождения и имеющих шесть осей симметрии пятого порядка остаётся дискуссионным, поскольку выявление полости в таких объектах требует введения новой экспериментальной методики. Целью настоящей работы являлось экспериментальное подтверждение возможности существования полостей в таких частицах, обнаруженных нами ранее [3].

Теоретические основы методики проведения эксперимента базируются на теории дисклинаций [4]. Давление на внутреннюю поверхность полой икосаэдрической малой частицы (ИМЧ), обусловленное полями упругих напряжений, связанными с дефектом дисклинационного типа, определяется формулой:

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

где  $\xi = R_0/R_1$  – безразмерный параметр, в котором  $R_0$  – радиус полости в ИМЧ,  $R_1$  – внешний радиус ИМЧ;  $G$  – модуль Юнга;  $\gamma$  – поверхностная энергия ИМЧ;  $\kappa$  – мощность дисклинации Маркса–Иоффе;  $\nu$  – коэффициент Пуассона.

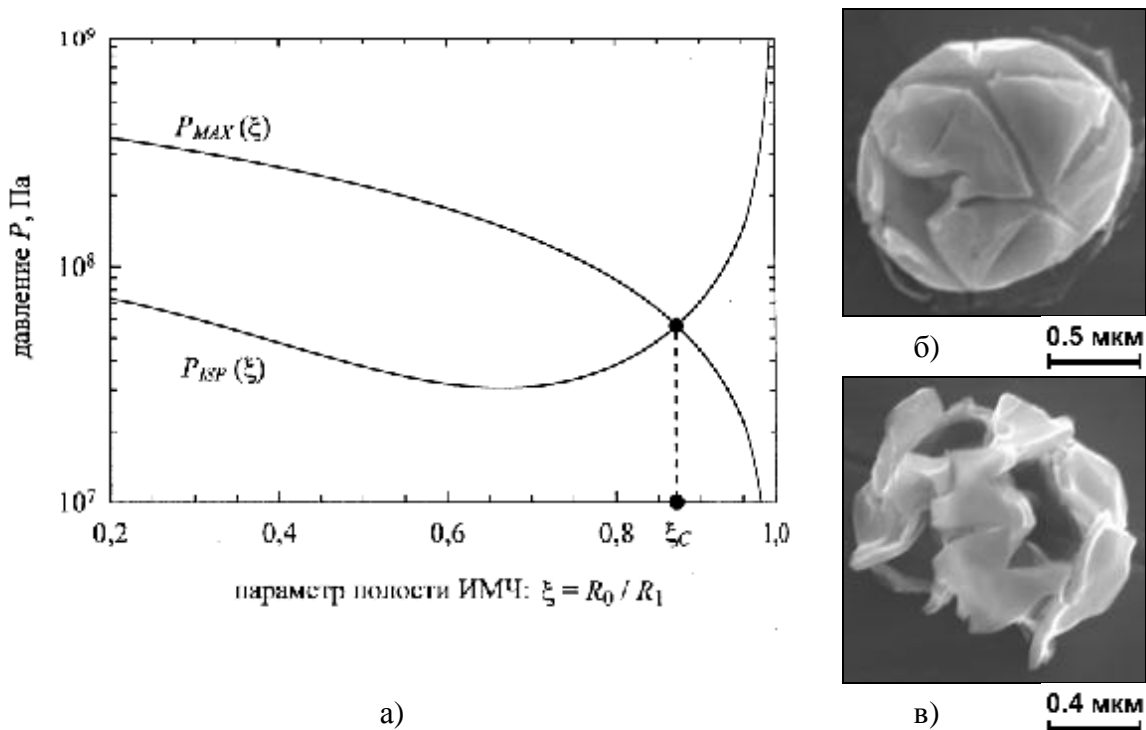
Предельное значение этого давления, которое ещё не приводит к разрушению ИМЧ, определяется формулой:

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

где  $\sigma$  – предел прочности материала сферической оболочки.

Зависимости  $P_{ISP}(\xi)$  и  $P_{MAX}(\xi)$  для электроосаждённой меди приведены на рис. 1, из которого следует, что графики  $P_{ISP}(\xi)$  и  $P_{MAX}(\xi)$  пересекаются в некоторой точке с абсциссой  $\xi = \xi_C$ , причём при  $\xi > \xi_C$  имеет место строгое неравенство  $P_{ISP}(\xi) > P_{MAX}(\xi)$ . Таким образом, если увеличивать значение параметра  $\xi$ , что, фактически, означает эффективное уменьшение толщины стенки полой икосаэдрической малой частицы, то при некотором значении  $\xi = \xi_C$  произойдёт «мгновенное» разрушение её оболочки (рис. 1 а).

Для подтверждения этой идеи и исследования внутренней структуры малых частиц меди был выбран этап формирования островка перед началом огранки. Морфология полученного осадка исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа LEO 1455 VP. Для выявления структурных особенностей, связанных с дефектами дисклинационного типа, полученный осадок, в виде островков роста на подложке, в течение 30...60 сек подвергался химическому травлению. При наличии полости в малых частицах меди данная процедура могла привести к утонению оболочки и выполнению условия  $P_{ISP} \geq P_{MAX}$ , что немедленно привело бы к разрушению полой икосаэдрической малой частицы. Действительно, при исследовании морфологии электролитического осадка после химического травления были выявлены многочисленные «взрывообразные» вскрытия оболочек малых частиц (рис. 1 б, в), причём очагами разрушения, по нашему мнению, являлись места пересечения двойниковых границ и выходов дисклинаций на поверхность малых частиц, т. е. места максимальной концентрации внутренних упругих напряжений. Кроме того, было отчётливо визуализировано наличие полостей в малых частицах, что однозначно свидетельствует о присутствии в них дефектов дисклинационного типа.



**Рис. 1.** Графики зависимостей  $P_{ISP}(\xi)$  и  $P_{MAX}(\xi)$  для электроосаждённой меди (а) и морфология разрушенной поверхности малых частиц меди после утонения оболочки в результате химического травления (б, в).

Таким образом, проведённые исследования позволяют утверждать, что в центре икосаэдрических малых медных частиц электролитического происхождения находится дисклинация, причём её наличие способствует образованию внутренней полости в малых частицах.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных Исследований (региональный проект N 05-02-96508).*

1. А. Е. Романов, И. А. Полонский, В. Г. Грязнов, С. А. Непижко, Т. Junghanns, N. J. Vitrykhovski. Voids and channels in pentagonal crystals // Journal of Crystal Growth. – 1993. – Vol. 129, Iss. 3-4. – P. 691 – 698.
2. И. С. Ясников, А. А. Викарчук Термодинамика образования полости в пентагональных кристаллах в процессе электроосаждения меди // Известия РАН. Серия физическая. – 2005. – Т. 69, № 9. – С. 1378 – 1382.
3. Викарчук А. А., Воленко А. П. Пентагональные кристаллы меди, многообразие форм их роста и особенности внутреннего строения // Физика твёрдого тела. – 2005. – Т. 47, вып. 2. – С. 339 – 344.
4. Владимиров В. И., Романов А. Е. Дисклинации в кристаллах // Ленинград: Наука, 1986. – 224 с.

## РЕНТГЕНОВСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ НАРУШЕНИЙ В ПЛАСТИНАХ САПФИРА ОРИЕНТАЦИИ (10 $\bar{1}2$ ), ВОЗНИКАЮЩИХ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ОБРАБОТКИ

Аникин А. В. , Литвинов Ю. М.\*

*Московский государственный открытый университет, Москва*

[Anikin\\_a@rambler.ru](mailto:Anikin_a@rambler.ru),

\* *Открытое акционерное общество “ЭЛМА”, Москва, Зеленоград*

[Elma.zgrad@bk.ru](mailto:Elma.zgrad@bk.ru).

Несмотря на широкое использование пластин сапфира ориентаций (0001) и (10 $\bar{1}2$ ) в качестве подложек для наращивания слоёв нитридов III группы, и для создания структур кремния на сапфире, остается неясной природа возникающих при различного рода механических воздействиях на поверхность сапфира повреждений. В литературе существует ограниченное число работ, посвященных этой проблеме [1,2].

В настоящей работе представлены первые результаты рентгеновских исследований пластин сапфира с ориентацией (10 $\bar{1}2$ ), обработанных различными способами: многопроволочная резка связанным алмазным абразивом (МПР), двустороннее шлифование свободным абразивом карбида бора различной зернистости ДСШ, алмазная полировка пастой АСМ-5/3 (АП), химико-механическое полирование (ХМП).

Для обнаружения, визуализации и определения глубины приповерхностных повреждений применяли методы, описанные в [3].

По мере уменьшения зерна абразива при ДСШ с 40 до 20 мкм протяженность дальнедействующих полей деформаций уменьшается с 113 мкм до 93 мкм, при этом ширина кривой дифракционного отражения шлифованной поверхности, уменьшается с 35 угл.с. до 11 угл.с. После алмазного полирования пастой АСМ-5/3 и химико-механического полирования протяженность дальнедействующих полей деформаций составила 76 и 64 мкм, а ширина кривых дифракционного отражения 25 угл.с и 5 угл.с, соответственно. Плотность дислокаций в исходных монокристаллах не превышает  $\sim 4 \times 10^4 \text{ см}^{-2}$ .

1. D. Black .Strength-limiting surface damage in single-crystal sapphire image by X-ray topography. – J. Am. Ceram. Soc., 2001. – Vol. 84, N. 10. – P.2351-5.
2. А.А. Бритвин, Ю.М. Литвинов, В.Ф. Павлов, А.А. Раскин. Рентгеновская диагностика подложек сапфира и структур кремний на сапфире // Материалы X Международной научно-технической конференции “Высокие технологии в промышленности России”, сентябрь 2004 г. – С.242-246.
3. А.В. Аникин, Ю.М. Литвинов. Визуализация повреждений от механической обработки в пластинах сапфира ориентации (10 $\bar{1}2$ ) // Материалы V Международной научно-технической конференции “Электроника и информатика-2005”, ноябрь 2005 г. – С.91.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ КЕРАМИК

Федоровский Г. Д., Морозов В. А.

*НИИ математики и механики СПбГУ, Россия,*  
[g.fed@pobox.spbu.ru](mailto:g.fed@pobox.spbu.ru)

Оценены возможности экспериментального изучения макроскопических физико-механических характеристик разработанных на химическом факультете СПбГУ керамик с объемной наноструктурой на основе диоксида циркония, используемых для изготовления высокотемпературных сенсоров кислорода. Рассмотрен наиболее целесообразный подход изучения, основанный на испытании непосредственно заготовок сенсоров, имеющих конфигурацию круглых плоских дисков (таблеток) небольшого размера, в которых на стадии разработки могут быть дефекты. Выполненное посредством микроскопа и компьютерного сканера высокого разрешения исследование мезоструктуры образцов, имеющих разный химический состав, позволило установить их разный дефектный вид с наличием трещин, поверхностных вспучиваний и неоднородностей структуры, обусловленных строением и технологией изготовления. Проанализированы и модифицированы редкие, тонкие экспериментальные методики определения физико-механических характеристик дискообразных образцов. Рассмотрены способы нахождения деформативных свойств, базирующиеся на классическом решении контактной задачи Герца для сжатого цилиндра и измерении ширины контакта, а также решении для задачи о сжатии сосредоточенными силами диска и измерении в их середине деформаций. Выполнен теоретико-экспериментальный анализ определения деформационных свойств акустическими методами, позволивший выявить эффективность применения для сенсоров метода электронно-пучкового импульса. Проанализировано определение прочностных характеристик на образце-диске – «бразильской пробе» и нахождение твердости и деформационно-прочностных свойств методами индентирования. Проведен ряд испытаний керамик. Измерены плотности и установлены скорости прохождения продольной волны в керамиках методом электронно-пучкового импульса, по которым, при использовании определенных допущений были установлены модуль продольной упругости Юнга и коэффициент поперечной деформации Пуассона для разных керамик. Измерены микротвердости керамик. Значения модуля Юнга коррелируют со значениями микротвердости. Анализ публикаций по свойствам керамик показал, что керамики СПбГУ превосходят аналоги зарубежных фирм по плотности, размеру элементов структуры и механическим характеристикам.

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА НЕКОТОРЫЕ ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18H10T

Камышанченко Н. В., Неклюдов И. М., Кузьменко И. Н., Роганин М. Н.,  
Гальцев А. В.

*Белгородский государственный университет, РФ;  
ННЦУ ХФТИ, Харьков/Украина*

Исходным материалом служила аустенитная хромоникелевая сталь, характерной особенностью которой является образование мартенситных  $\epsilon$ - и  $\alpha$ -кристаллов в процессе термической обработки. Изучение физико-механических свойств при мартенситных превращениях имеет большое значение в связи с применением таких способов упрочнения, как способ программного упрочнения, термомеханический, механико-термический и другие. Изучение аустенитной стали в мартенситном состоянии, несмотря на проведенные обширные исследования, вызывает постоянный интерес [1].

Термическая обработка аустенитной стали 08X18H10T (п.1, табл. 1) оказывает заметное влияние на прочностные свойства, изменение которых обусловлено перераспределением роли отдельных механизмов в процессе упруго-пластического деформирования при переходе аустенита в мартенситную фазу [2]. Установлено, что мартенситное превращение относится к полиморфному превращению. В процессе мартенситных превращений происходит изменение взаимного расположения составляющих кристалла атомов путем их упорядоченного перемещения. При этом относительные смещения атомов малы по сравнению с межатомным расстоянием. Перестройка кристаллической решетки в микрообластях обычно сводится к деформации ее ячейки, и конечная фаза мартенситного превращения может рассматриваться как однородно деформированная исходная фаза. Кристаллы мартенсита имеют форму игл, пластин и линз. Внутреннее строение мартенсита более сложное и отличается большей плотностью дислокаций в кристалле, двойников, дефектов упаковки и др. Возникшее при этом внутреннее напряжение в результате мартенситного превращения приводит к развитию пластической деформации, которая и ограничивает рост кристаллов. Количество возникшего мартенсита обычно растет с увеличением переохлаждения.

Возникновение и рост внутренних напряжений в процессе мартенситного превращения в определенных условиях приводит к установлению двухфазного термоупругого равновесия, которое обратимо смещается при изменении внешних условий: под действием механических нагрузок или при изменении температуры размеры отдельных кристаллов мартенсита и их число изменяется. Об этом, в частности, свидетельствуют результаты, представленные по второму пункту (табл.1).

Повышение прочностных свойств образцов, подвергнутых пластическому деформированию до 20% при 77 К с последующим отпуском при 720 К под напряжением  $\sigma_H = 0,5\sigma_{0,2}$  (п.3, табл.1) объясняется возникновением мелкодисперсной мартенситной фазы, высокой плотностью дефектов в остаточной аустенитной фазе [3,4].

Прочностные характеристики исследуемой стали зависят от многих факторов: степени деформации при 77 К, температуры старения под нагрузкой [5,6]. Изменение величины  $S_{0,2}$  и  $S_B$  под действием деформационного старения при оптимальной температуре можно объяснить процессами перераспределения и изменения плотности дефектов кристаллической структуры, старением мартенситной фазы, способствующих уменьшению внутренних напряжений.

В табл. 1 приведены некоторые прочностные параметры аустенитной стали 08X18H10T, прошедшей термомеханическую обработку.

Таблица 1.

№	Технология обработки	$\sigma_{0.2}$ , $\cdot 10^7 \text{ Н/м}^2$	$\sigma_{0.2}$ , $\cdot 10^7 \text{ Н/м}^2$	Твердость по Роквеллу	Величина зерна по ГОСТ 563395	Микроструктура
1.	Термообработка (ГОСТ 5582-72)	63,8	22,5	54-56	6	аустенит + карбид
2.	Термообработка, пластическая деформация при 77 К до $\epsilon \leq 20\%$ с последующим отпуском при 720 К	102	64	60-62	7	мартенсит (~80%) + аустенит (~20%)
3.	Термообработка, пластическая деформация при 77 К до $\epsilon \leq 20\%$ с последующим отпуском при 720 К под напряжением $\sigma_{0.2} = 0,5\sigma_{0.2}$	175	106	64-66	9	мартенсит (~90%) + аустенит (~10%)

1. Гуляев Б.Б., Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Паршин А.М., Пряхин Е.М. /Структура и свойства сплавов//. Под редакцией заслуженного деятеля науки и техники РФ, проф. А.М. Паршина и проф. И.М. Неклюдова. – М.: Металлургия, 1993 – 318 с.
2. Блантер М.Е., Новичков П.В. К вопросу о природе мартенситного превращения. – МиТОМ, 1957. – № 6, С. 11-14.
3. Рожкова С.Б., Осинцева А.Л. Механические свойства аустенитных сталей после низкотемпературной деформации и отпуска. – МиТОМ, 1975. – №2. – С. 63-66.
4. Блантер М.Е., Сабнев А.С. Изменение предела текучести аустенита при мартенситном превращении. – МиТОМ, 1977. – №6 – С.7-10.
5. Камышанченко Н.В., Сальников И.И., Ольшанский Ю.А. Влияние механико-термической обработки на прочностные свойства стали 08X18H10T. – Энергомашиностроение, 1981. – №10. – С. 23-25.
6. Гиндин И.А., Неклюдов И.М., Нетесов В.М., Оковит В.С., Разумный О.Т. Упрочнение аустенитной стали X18H10T при старении в напряженном состоянии./Вопросы металловедения и физики металлов – Тула, 1977. – С. 75-78.



## ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ДВИЖУЩЕГОСЯ ИСТОЧНИКА ТЕПЛА

Веремейчик А. И., Хвисевич В. М., Сазонов М. И., Якушевич С.\*

*Брестский ГТУ, Брест/Беларусь*

[vai\\_mrtm@bstu.by](mailto:vai_mrtm@bstu.by)

*\* Белостокский технический университет, Белосток/Польша*

Температурное поле является одной из основных физических характеристик поверхностного упрочнения высококонцентрированными источниками нагрева. Определение температур в теле детали при нагреве и охлаждении позволяет прогнозировать состав вещества после термообработки, его фазовое и структурное состояние.

В настоящей работе поля температур определяли теоретически и экспериментально. Такой подход позволяет осуществить взаимный контроль двух методов и получить достоверные результаты. Теоретически распределение температурных полей в зоне нагрева осуществляли путем численного решения задачи теплопроводности в случае движущегося источника тепла. Для реализации задачи разработаны алгоритм и программа для ПЭВМ на языке FORTRAN. Результаты вычислений обрабатывались, и по ним строились графики температур в зоне нагрева, а также изотермы на поверхности образцов.

Для экспериментального определения температурных полей использовалась специальная приборная система. Для контроля процесса закалки необходимо определить температуру в каждой точке тела в зависимости от времени. Для этого требуется знать коэффициент теплообмена между дугой плазмы и образцом. Для его определения использовали специальный датчик, который размещали в теле образца. Температура изменяется очень быстро, и для ее регистрации необходим датчик с высокой точностью. Датчик выполнен из материала, термические характеристики которого подобны характеристикам материала образца. Это обстоятельство позволяет не искажать тепловой поток. Кроме того, регистрируемая температура имеет малую тепловую инерцию, что также не искажает тепловой поток и гарантирует чрезвычайно короткое время для выхода на рабочий режим. Датчик прочен, способен противостоять тепловым механическим и ударным нагрузкам и агрессивным средам. Он может быть изготовлен из различных материалов: сталь, медные сплавы, легкие металлы, керамика. Охватываемый диапазон температур от 200 до 2200<sup>0</sup>С. Изготовленный датчик приводится в рабочее состояние путем зажигания импульса излучения лазера на конце датчика. В состав системы, кроме датчика, входят цифровой анализатор и компьютер. Цифровой анализатор позволяет усиливать самый малый аналоговый сигнал, отфильтровывать его, отцифровывать и масштабировать. Взаимодействие оператора с системой обеспечивается персональным компьютером. Система позволяет выполнять регистрацию температуры со скоростью 1000 измерений в секунду. Датчик устанавливается в отверстие, выполненное в теле образца на расстоянии 0,5 мм ниже обрабатываемой поверхности.

Результаты измерений регистрировались компьютером и использовались для дальнейшего анализа с помощью программы ANSYS, которая позволяет вычислять температуру в трехмерном измерении во время плазменной обработки. Вычисленные значения коэффициента теплообмена для различных параметров нагрева (число Рейнольдса, температура дуги плазмы, расстояние от сопла плазмотрона до обрабатываемой поверхности) позволяют оптимизировать процесс закалки.

## ИССЛЕДОВАНИЕ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКОЙ

Веремейчик А. И., Сазонов М. И., Хвисевич В. М., Цыганов Д. Л.

Брестский ГТУ, Брест/Беларусь

[vai\\_mrtm@bstu.by](mailto:vai_mrtm@bstu.by)

Метод упрочнения стальных изделий путем поверхностной плазменной закалки с помощью движущейся плазменной струи отличается от других способов сравнительно невысокой стоимостью плазменных установок, высоким тепловым КПД генератора плазмы и позволяет осуществлять упрочнение металла в твердой фазе или с равномерным оплавлением поверхности, исключить деформацию упрочняемых деталей, создавать различную глубину упрочняемого слоя, получать поверхностный слой с высокой твердостью. Микрогеометрия поверхности детали формируется в зависимости от вида защитного газа, тока дуги и скорости движения дуги. Характер распределения микротвердости по ширине зоны воздействия плазменной дуги подчиняется нормальной закономерности, в этой связи в поверхностном слое изделия возникает локальное упрочнение.

Методика определения температуры по глубине детали путем численного решения задачи теплопроводности и экспериментально с помощью системы с безинерционным скоростным датчиком позволяет прогнозировать структурные превращения, происходящие в металле при воздействии плазменной дуги. Процесс поверхностной плазменной закалки разработан и апробирован на образцах из стали 45. Установлено, что в процессе закалки скорость нагрева металла превышает  $10^4$  град/с, а при скорости охлаждения не менее  $10^3$ - $5 \cdot 10^3$  град/с в поверхностном слое, нагретом до 900-950 °С образуется высокодисперсный мартенсит, что происходит благодаря превращению “перлит-аустенит” в рамках перлитных колоний. При оптимальном соотношении параметров процесса закалки ( $I$ ,  $V$ ,  $Q$ ) в твердой фазе и из жидкого состояния микротвердость слоя достигает, соответственно, 970–1100 HV<sub>0,1</sub> (защитный газ аргон) и 1100–1300 HV<sub>0,1</sub> (защитный газ азот). При таких режимах в упрочненном слое, благодаря мартенситным превращениям, появляются остаточные сжимающие напряжения. В нижних слоях металла, где температура ниже 950 °С, возникают растягивающие напряжения. В общем случае, тепловые (возникающие при неравномерном охлаждении поверхности образца и его сердцевины) и структурные напряжения, появляющиеся в результате неоднородности протекания мартенситных превращений, суммируются. Поэтому возникающие при таком способе обработки термические напряжения практически не вызывают деформаций изделия. При глубине упрочняемого слоя 0,25–0,6 мм износостойкость образцов повысилась примерно в 2,7 раза. Экспериментально установлен значительный эффект применения поверхностной плазменной закалки для стали 40Х. В зоне воздействия плазменной струи микроструктура состоит из однородного высокодисперсного мартенсита, остаточного аустенита и карбидов. За счет карбидообразующих элементов (Cr, W) при глубине упрочняемого слоя 0,4–0,55 мм происходит уменьшение микротвердости до 710–780 HV<sub>0,1</sub> (защитный газ аргон) и 810–900 HV<sub>0,1</sub> (защитный газ азот).

Учитывая специфику мартенситных превращений, путем варьирования параметров плазменной закалки, можно получать изделия с высокой поверхностной твердостью и одновременно вязкой сердцевиной, что является основным достоинством данного способа упрочнения.

## АКУСТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА В ОБЛАСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Бучельников В. Д., Козак А. Ф.\* , Коледов В. В.\*\* , Костюк Д. А.\* ,  
Кузавко Ю. А.\* , Ховайло В. В.\* \* , Шавров В. Г.\*\*

*Челябинский государственный университет, Челябинск, РФ;*

*\* Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь;*

[kuzavko@newmail.ru](mailto:kuzavko@newmail.ru)

*\*\* Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, РФ*

Некоторые сплавы металлов испытывают кристаллографически обратимые термоупругие мартенситные превращения (МП), сопровождаемые эффектом памяти формы (ЭПФ). Процесс возвращения к первоначальной форме связывается с обратимым превращением деформированной мартенситной (тетрагональной) фазы в высокотемпературную аустенитную (кубическую) фазу. Наибольшие достижения в этом направлении связаны с ферромагнитным сплавом  $\text{Ni}_{2+x}\text{Mn}_{1-x-z}\text{Fe}_z\text{Ga}$ , позволившим добиться управляемого магнитным полем обратимого изменения линейных размеров кристаллов до 6%, и, для сравнения, на порядок превышает деформации под действием электрического поля в пьезокристаллах.

Исследованный поликристалл  $\text{Ni}_{2,14}\text{Mn}_{0,81}\text{Fe}_{0,05}\text{Ga}$  характеризуется точкой МП  $T_M = 40^\circ\text{C}$  и точкой Кюри  $T_K = 90^\circ\text{C}$ . В области комнатных температур наблюдалось МП под действием сильного внешнего магнитного поля, давления, а также приложенных к образцу ультразвуковых колебаний. Температура МП весьма чувствительна к изменению стехиометрического состава кристалла. Данное обстоятельство весьма полезно для реализации МП в требуемой области температур, а также должно способствовать снижению величины магнитного поля для управляемого ЭПФ, что является первостепенной задачей для широкого технического использования разрабатываемых материалов.

Для сплавов Гейслера характерно присутствие поперечной мягкой моды  $\text{TA}_2$ , распространяющейся вдоль направления  $[110]$  с поляризацией  $[110]$  и связанной с обращением в ноль упругого модуля  $c' = (c_{11} - c_{12})/2$  [3]. Экспериментальная установка, используемая для измерения скорости и затухания ультразвука, включала пьезо-керамический преобразователь, возбуждаемый импульсным генератором, цифровой осциллограф НАМЕГ 1507, соединенный с персональным компьютером по интерфейсу RS232. Точность измерения температуры образца составляла 0,1К, минимальная скорость нагрева 1 К/10 мин. В точке МП  $T_M = 313\text{ К}$  скорость ЛА  $v_L = 4,91 \pm 0,08$  км/с, а при  $T = 373\text{ К} > T_K$   $v_L = 4,62 \pm 0,08$  км/с, т.е. ее изменение составляло 6%, в то время как в кристалле  $\text{Ni}_2\text{MnGa}$  в окрестности МП оно равно 1,5%. Такое различие объясняется не только разной стехиометрией соединений, но и тем что в кристалле измерения выше  $T_K$  не проводились. В поликристалле затухание ЛА при  $T_M = 313\text{ К}$  составило  $6\text{ см}^{-1}$ , что сопоставимо с данными по затуханию продольного звука в  $\text{Ni}_2\text{MnGa}$ .

*Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (гранты Ф04Р-080 и 04-02-81058) и МО  
РБ за финансовую поддержку выполненных исследований.*

## ОТРАЖЕНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ СИГНАЛОВ ОТ ГРАНИЦЫ С ДИССИПАТИВНО-ДИСПЕРСИОННОЙ СРЕДОЙ

Козак А. Ф., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А., Шавров В. Г.\*

*Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь*

[kuzavko@newmail.ru](mailto:kuzavko@newmail.ru)

*\*Институт радиотехники и электроники РАН, Москва, РФ*

Отражение непрерывных и импульсных акустических сигналов от границы раздела сред изучено достаточно подробно. Однако отражение акустической волны от среды, обладающей заметной дисперсией скорости и сильным поглощением звука в ней, в зависимости от воздействия внешних факторов (температуры, давления, поля) не рассматривалось и может оказаться интересным как в научном, так и в практическом плане. Здесь рассмотрено нормальное отражение продольной волны (LA) от плоской границы раздела твердотельного волновода с дисперсионной диссипативной средой (ДДС), в качестве которой может служить ферромагнитный сплав Гейслера  $Ni_{2+x+y}Mn_{1-x}Ga_{1-y}$  с магнитоуправляемым эффектом памяти формы (ЭПФ). Это единственное соединение, имеющее при определенном своем стехиометрическом составе аустенит-мартенситный фазовый переход (МА ФП) в области комнатных температур, и в котором надежно установлен ЭПФ по внешнему магнитному полю и температуре. Обратимые псевдоупругие деформации в нем составляют 6 %, что уже сейчас обусловило его практическое применение в позиционирующих устройствах, а также стимулирует множество разнообразных применений в перспективе. Вследствие этого комплексное изучение его механических свойств простыми акустическими средствами весьма ценно.

Волновое уравнение для LA в ДДС запишется следующим образом:

$$r_2 \ddot{u}_x = c_2 t u_{x,xx} + b_2 t^{-n} u_{x,xx},$$

где  $u_x$  – упругое смещение,  $t = (T - T_{MA}) / T_{MA}$ ,  $T_{MA}$  – температура МА ФП,  $n > 1$ ,  $c_2$  – модуль упругости,  $r_2$  – плотность,  $b_2$  – параметр диссипативных потерь. Коэффициент отражения LA находится традиционно и имеет комплексный вид:

$$R_w = \frac{1 - \tilde{e}t}{1 + \tilde{e}t},$$

где  $\tilde{e} = e_0(1 - ix)^{1/2}$ ,  $e_0 = z_2 / z_1$ ,  $x = x_0 t^{-(1+n)}$ ,  $x_0 = w_0 / w$ ,  $z$  – акустический импеданс,  $w_{c_0} = r_2 S_{l2,0}^2 / b_2$  – некоторая эффективная частота,  $S_{l2,0}$  – скорость звука (при  $w = 0$ ).

Данное соотношение, с использованием прямого и обратного преобразований Фурье в программной среде, позволяет проанализировать граничное преобразование любого вида импульсного сигнала. Сравнение принятого отраженного сигнала с излученным сигналом позволяет вычислить динамику параметров  $c_2$ ,  $b_2$  и их производных при действии на ДДС внешних факторов. Данные теории качественно подтверждаются экспериментальными исследованиями LA на границе Al- $Ni_{2+x+y}Mn_{1-x}Ga_{1-y}$ .

*Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (гранты Ф04Р-080 и 04-02-81058) и МО РФ (грант 05-550) за финансовую поддержку выполненных исследований.*

## ОТРАЖЕНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ВОЛНЫ ОТ ГРАНИЦЫ С ДИССИПАТИВНОЙ СРЕДОЙ В МОДЕЛИ ТЕЛА ЗИНЕРА

Козак А. Ф., Костюк Д. А., Кузавко Ю. А.

*Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь*  
[kuzavko@newmail.ru](mailto:kuzavko@newmail.ru)

Ранее нами рассматривалось нормальное отражение продольной акустической волны (LA) от границы твердого тела с диссипативной средой (ДС), т.е. веществом, в котором поглощение ультразвука существенно. Была установлена сильная зависимость коэффициента отражения LA и его фазы от частоты, подтвержденная экспериментально. В качестве ДС могут служить материалы с эффектом памяти формы (ЭПФ) в области их мартенситных превращений, при которых наиболее ярко проявляется дисперсия и диссипация ультразвука. При этом наиболее адекватно описывающей их свойства является реологическая модель тела Зинера, учитывающая, в отличие от ньютоновской жидкости, помимо вязкости, также сдвиговую упругость и релаксационные процессы.

Известно, что при определенном угле падения LA на границу двух несмешивающихся жидкостей отраженная волна может полностью отсутствовать. В ДС, в силу ее сдвиговой вязкости, будет возбуждаться быстро затухающая поперечная волна TA<sub>2</sub>. Очевидно, что ее возникновение скажется на коэффициенте отражения сигнала, и разумно предполагать, что при угле полного прохождения волны в ДС (в пренебрежении ее диссипативными свойствами) отраженный сигнал возникает, а его амплитуда будет прямо пропорциональна параметру диссипативных потерь ДС. Тем самым реализуется возможность непосредственно измерить вязкость (внутреннее трение) ДС, что важно практически, т.к. требует реализации только жидкостного контакта датчика с обследуемым объектом.

Решая систему граничных условий, несложно определить коэффициент отражения  $R_{||}$ , поведение которого анализируется для границы: вода – Ni<sub>2</sub>MnGa (NiTi), соответственно перспективного и широко используемого материала с ЭПФ.

Численными методами на компьютере, исходя из зависимости  $R_{||}$  и используя прямое и обратное преобразование Фурье для импульсного сигнала, рассчитывалась форма отраженного сигнала. Результаты расчета показывают существенную зависимость амплитуды и фазы отраженного сигнала от частоты его основной гармоники и угла падения  $\alpha$ .

Для большинства ДС, в которых вклад в поглощение звука эффектов теплопроводности пренебрежимо мал по сравнению с эффектами вязкости, возможно достаточно точное одновременное определение величин объемной и сдвиговой вязкостей.

*Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (гранты Ф04Р-080 и 04-02-81058) и МО РБ за финансовую поддержку выполненных исследований.*

## РАСПРОСТРАНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ВОЛНЫ НА ГРАНИЦЕ С РЕОЛОГИЧЕСКОЙ СРЕДОЙ

Кузавко Ю. А.

*Брестский государственный технический университет, Брест, Беларусь*  
[kuzavko@newmail.ru](mailto:kuzavko@newmail.ru)

Материалы с памятью формы, как претерпевающие существенные обратимые деформации, могут быть отнесены к реологическим средам, математические модели описания которых хорошо разработаны. Изучение их механических свойств удобно проводить акустическими средствами, особенно поверхностными акустическими волнами (ПАВ), которые в отличие от объемных волн являются более информативными об упругих, прочностных и пластических свойствах веществ.

Известно, что вдоль свободной поверхности твердого полупространства распространяется поперечная волна  $TA_2$ , а также ПАВ Рэлея (РВ). При соприкосновении поверхности твердого тела с идеальной жидкостью  $TA_2$  не видоизменяется, т.к. не чувствует ее в силу отсутствия в ней сдвиговых напряжений и деформаций. Иначе обстоят дела при контакте твердого тела с реальной жидкостью, которой присуща сдвиговая вязкость, т.е. в ней возможно распространение быстро затухающих сдвиговых колебаний, оказывающих влияние на формирование и преобразование  $TA_2$ . При распространении  $TA_2$  вдоль границы двух бездиссипативных твердых тел оказывается, что в одном из них имеет место затухающая прямая  $TA_2$ , а в другом – вытекающая сдвиговая волна.

Перейдем к рассмотрению распространения  $TA_2$  на границе твердого тела с реологической средой в модели ньютоновской жидкости (НЖ). В НЖ имеет место волна утечки – сильно затухающая и распространяющаяся под углом  $45^\circ$  к нормали границы  $TA_2$ .  $TA_2$  может приобрести структуру ПАВ с осцилляциями по глубине своего проникновения.  $TA_2$  в НЖ с ростом диссипативного параметра стремится сосредоточиться вблизи границы и приобрести характер сопутствующего поверхностного колебания. Сдвиговая вязкость НЖ благоприятствует возникновению квазиповерхностной чисто сдвиговой волны, т.е. глубоко проникающей в материал. Для сравнения РВ сосредоточена в материале на глубине около своей длины волны. Здесь также обсуждается поведение РВ в такой структуре. Важным моментом проведенного исследования является то, что диссипация разрушает объемный характер  $TA_2$  по мере ее распространения, вызывает волну утечки в НЖ вплоть до формирования на некотором расстоянии от источника возбуждения  $TA_2$  приповерхностного колебательного процесса. При этом данные особенности являются частотно зависимыми и изменением частоты  $TA_2$  на фиксированной длине диссипативного покрытия можно зарегистрировать точку преобразования объемной волны в поверхностную.

*Авторы благодарны БРФФИ и РФФИ (гранты Ф04Р-080 и 04-02-81058) и МО РБ за финансовую поддержку выполненных исследований.*



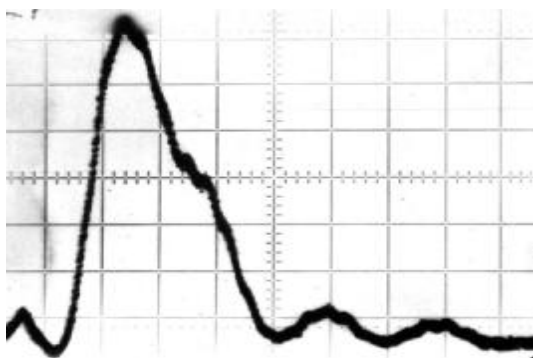
# ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЗНАЧЕНИЙ ФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЕЧЕННЫХ ПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ГИГАГЕРЦЕВОГО ДИАПАЗОНА

Кустов А. И.\*, Мигель И. А.

*ВВВАИУ, Воронеж,*

*\* Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж,  
[akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)*

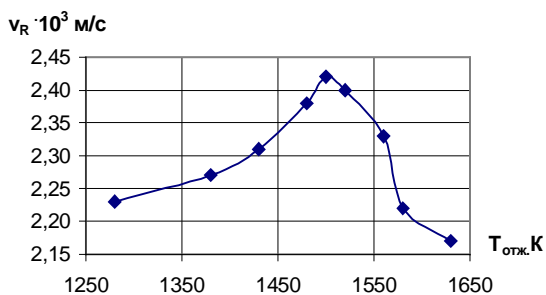
Керамические материалы получили широчайшее распространение в промышленности, в том числе, и оборонной. Данный факт связан, прежде всего, с возможностью регулирования свойства керамик на этапах синтеза и отжига. При этом на первый план выдвигаются проблемы, связанные с контролем таких физических свойств как плотность, пористость, прочность, однородность и проч. Решение данных проблем значительно упрощается при использовании методов акустомикроскопической дефектоскопии (АМД). Суть этих методов достаточно полно рассмотрена в работах [1,2]. Основные их преимущества заключаются в возможности подповерхностной визуализации строения материала за счет прозрачности практически всех керамических материалов для акустических волн, в отличие от оптического излучения. Кроме того, существенно расширяет и дополняет метод подповерхностной визуализации ряд акустомикроскопических методов, основанных на использовании характерных для каждого материала в конденсированном состоянии  $V(Z)$ -кривых [3]. При вертикальном сканировании акустической линзы (вдоль оси  $Z$ ) формируется  $V(Z)$ -кривая, пример которой для одного из видов пьезокерамики приведен на рис.1. При этом рабочая частота составляла  $\sim 0,5$  ГГц. Применение волнового подхода позволяет продемонстрировать, что по характерным значениям расстояний между “горбами”  $\Delta Z_N$  на  $V(Z)$ -кривых можно рассчитывать величину скорости ( $v_{ПAB}$ ) акустических волн в исследуемых объектах. Данная физическая характеристика материала используется непосредственно для оценки его однородности, или опосредованно, через расчет значений упругих модулей.



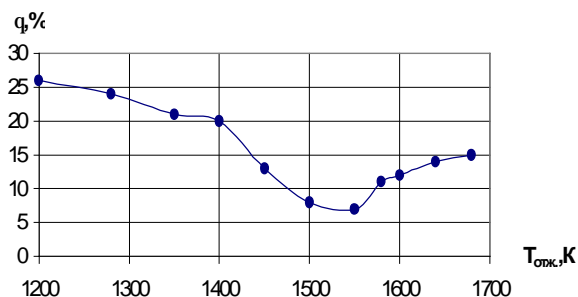
**Рис. 1.**  $V(Z)$ -кривая для ЦТС-35 ( $H_2O$ , масштаб горизонт 5,2 мкм/дел.,  $v_R = 2,29 \cdot 10^3$  м/с).

В качестве объектов исследований использовали образцы пьезокерамики типа ЦТС. Рис. 2 и 3 демонстрируют обнаруженные зависимости скоростей ПАВ в пьезокерамике, а также пористости этих образцов от температур отжига.





**Рис. 2.** Зависимость скорости ПАВ в ЦТС.Ст.-2 от  $T$  отжига



**Рис. 3.** Зависимость пористости ЦТС-22 от  $T$  отж.

1. Lemons R.A., Quate C.F. Acoustic microscopy // in Physical acoustics: principles and methods. ed. Mason W.D., Thurston. 1979 – Vol.XII – P.83-156.
2. Кустов А.И. Дефектоскопия стеклянных материалов и методы акустической микроскопии // "Физика и химия стекла", 1998 – Т.24 – № 6 – С.817-824.
3. Wilson R. G., Weglein R. D. Acoustic microscopy of materials and surface layers // Appl. Phys., 1994.– Vol. 55.– N 9.– P. 3261-3275.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И ВЫЯВЛЕНИЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ СОСТОЯНИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА

**Кустов А. И.\*, Мигель И. А.**

*ВВВАИУ, Воронеж,*

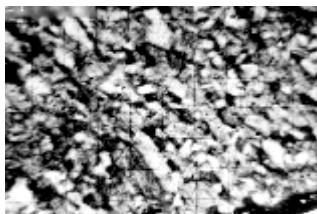
\* *Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж,*  
[akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)

Известно, что физические характеристики твердотельных материалов определяются, главным образом, их структурой. Например, такой важный параметр, как прочность, в соответствии с законом Холла–Петча, связан с соответствующим размером зерна металла. Однако получить достаточную и достоверную информацию о зеренном строении, например, металлов достаточно сложно. Зачастую приходится подбирать специальные травители, которые к тому же дают возможность визуализировать в оптическом режиме лишь особенности поверхности материала и не формируют представления о структуре подповерхностных слоев. Еще более важной задачей, на наш взгляд, является обнаружение и характеристика дефектов структуры различного типа. В этом случае информация о подповерхностном их распределении, количестве, размерах, форме и проч. является определяющей.

Одним из наиболее действенных способов изменения структуры, чаще всего с целью повышения физико-механических свойств материалов, является их деформирование. При этом весьма привлекательна возможность непосредственной визуализации деформационной структуры, а также локальные и аксиальные измерения ряда физических параметров (в данной работе в качестве таких параметров были выбраны скорости ПАВ в исследуемых объектах, величины упругих модулей, количество и

размеры дефектов структуры, значения уровня затухания ПАВ в изучаемых областях). Получая и анализируя акустические изображения подповерхностных слоев образца на различной глубине, а также строя распределения в растре выбранных физико-механических параметров можно выявлять предельные состояния материалов, после прохождения которых материал необратимо приближается к разрушению.

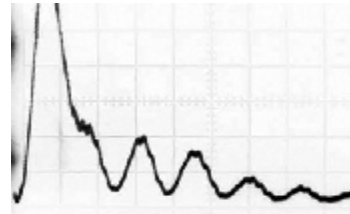
Для решения поставленных задач использовался сканирующий акустический микроскоп (САМ) [1]. С его помощью осуществлялась как акустическая визуализация подповерхностных деформационных структур (см. рис.1), так и изображения микротрещин (см. рис.2). Применение  $V(Z)$ -кривых (см. рис.3) показало, что места расположения микродефектов, а также их размеры выявляются по изменению отношения  $\Delta V/V\%$  и значениям скоростей  $v_{\text{ПАВ}}$  в изучаемых объектах.



**Рис. 1.** Ст.10X12H2BMФ (Hg, масштаб: 20 мкм/дел.,  $Z = -17$  мкм).



**Рис. 2.** Микротрещины в стали ( $Z = -40$  мкм, масштаб 20 мкм/дел.).



**Рис. 3.** Сталь с 50% деформацией; гориз. масш.: 12,5 мкм/дел.,  $v_R = 3,11 \cdot 10^3$  м/с

1. Кустов А.И., Агапов Б.Л. Использование акустического микроскопа в дефектоскопии конденсированных материалов // Письма в ЖТФ, 1994 - т. 20 - вып.17 - с.51-55.

## ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО И ДИФфуЗИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

**Кустов А. И.\*, Мигель И. А.**

*ВВВАИУ, Воронеж,*

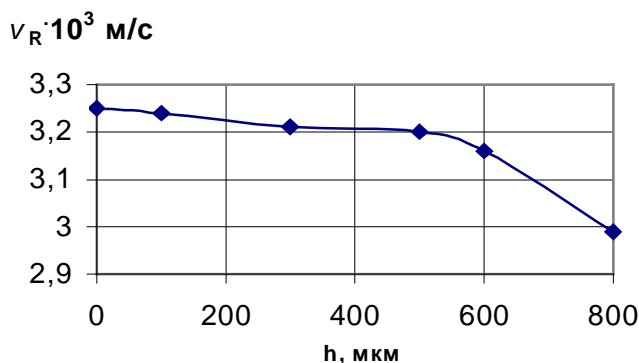
*\* Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж,*

[akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)

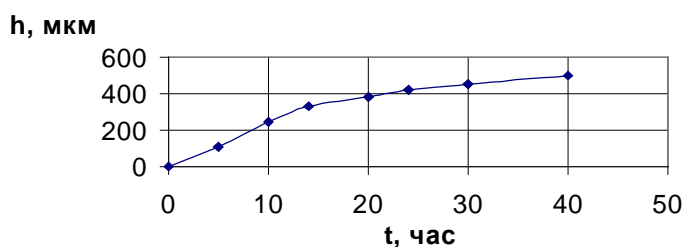
Для изучения и понимания механизмов влияния внешних воздействий на свойства металлических материалов, и, в особенности, таких сложных, как сплавы, авторами работы предлагается использовать методы акустомикроскопической дефектоскопии (АМД). Не секрет, что применение различного типа термообработок приводит к трансформации структуры сплавов, а следовательно, и к изменению их физико-механических характеристик. При этом использование САМ дает возможность получать акустические изображения структуры (и определять ее характерные параметры), а также рассчитывать по  $V(Z)$ -кривым значения скоростей ПАВ ( $v_R$ ) и упругих модулей ( $E$  и  $G$ ).

Не менее важно по отношению к термическим воздействиям уметь исследовать и механизмы воздействия на свойства металлов процессов диффузии [1]. Обычно

эти процессы заключаются в проникновении различных веществ с поверхности вглубь образца. При этом важно фиксировать зарождение и развитие неоднородностей, дефектов, изменения физико-механических характеристик. Решение этих задач успешно проводится с применением САМ. Примеры исследования диффузионных воздействий на структуру и свойства сплавов приведены на рис.1 и 2. Эти результаты демонстрируют, что по распределению значений  $v_R$  от  $h$ , получаемых в режиме  $V(Z)$ -кривых, можно рассчитывать толщины диффузионных слоев (в данном случае – цементации или азотирования). По этому параметру определяется оптимальное время проведения процесса.



**Рис. 1.** Изменение значений скорости ПАВ в стали в зависимости от толщины слоя цементации



**Рис. 2.** Зависимость толщины азотированного слоя в стали от времени азотирования

1. Кустов А.И., Мигель И.А., Суходолов Б.Г. Изучение влияния различных видов термомеханической обработки на структуру и свойства сталей и сплавов // "Металловедение и термообработка металлов", 1998. – № 4 – С.29 –32.

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ СТРОЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ ПЬЕЗОКОМПОЗИТОВ И ВЫЯСНЕНИЕ ЕГО ВЛИЯНИЯ НА СВОЙСТВА ЭТИХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ

**Кустов А. И.\*, Мигель И. А.**

*ВВВАИУ, Воронеж,*

\* Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж,

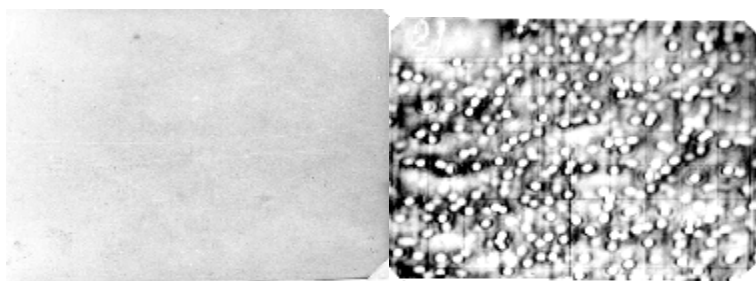
[akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)

В последние десятилетия все более широкое распространение получают композиционные материалы. Данный факт связан, прежде всего, с поиском оптимальных сочетаний матрицы и наполнителя, которые бы обеспечивали максимальные значе-

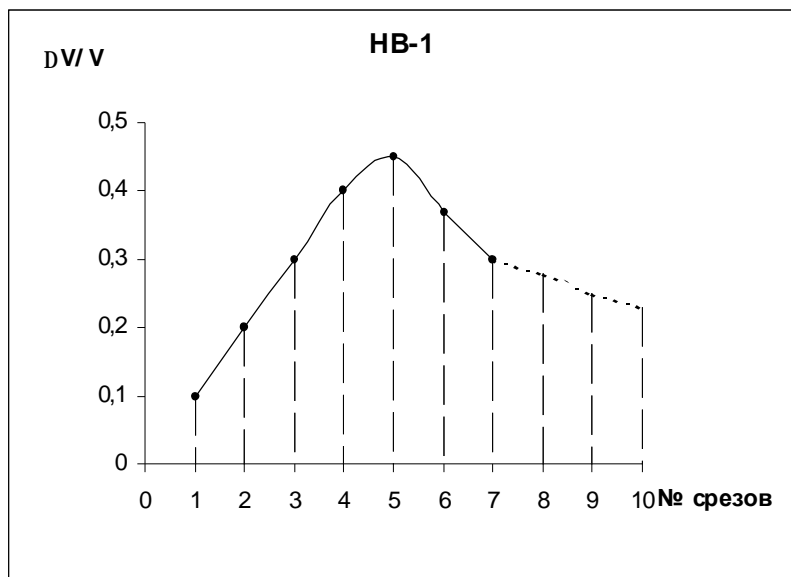
ния выбранных свойств (например, прочности, упругости и проч.) при минимальности стоимости, легкости и т.п. В ряде случаев получают совершенно новые материалы, обеспечивающие широкие возможности. К ним можно отнести *пьезокомпозиты*, состоящие из полимерной матрицы и пьезокерамического наполнителя, которые, в частности, используются с успехом на приливных электростанциях в качестве рабочих элементов.

Свойства полимерных композитов, главным образом, определяются количественным соотношением наполнитель–матрица, а также рядом дополнительных условий, как-то: адгезия, размеры и форма частиц и проч. Стандартными методами исследований из-за слабоконтрастности строение таких материалов исследовать их практически невозможно. Поэтому и было предложено использовать методы АМД [1] для этих целей.

Преимущества САМ наглядно проявляются на рис.1, где за счет существенного различия акустических импедансов наблюдается внутреннее строение композита, отражающее большое количество характеристик наполнителя. Серии акустических изображений доказывают, что построенные по экспериментальным данным кривые распределения частиц существенно коррелируют с прочностными характеристиками изучаемого материала. На рис.2. в качестве примера приведена кривая зависимости демпфирующей характеристики  $\Delta V/V$  для пьезокомпозита НВ-1 с ЦТС-19 от условий полимеризации.



**Рис.1.** Оптическое и акустическое изображения композита НВ-1 с ЦТС-19 (Hg, 404 МГц, масштаб 40 мкм/дел.,  $Z_{a-b} = -45$  мкм; оптика  $160\times$ )



**Рис.2.**

1. Кустов А.И., Морозов А.И., Чжан Сунгень. Акустомикроскопические исследования структуры полимерных пьезокомпозитов // Дефектоскопия, 1994 – № 9 – С.45-47.

# ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУР СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ, ХАРАКТЕРИЗУЮЩИХ ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Болдырева Я. А. \*, Мигель И. А., Кустов С. А.

ВВВАИУ, Воронеж, \* ВГТА, Воронеж,  
[akvor@yandex.ru](mailto:akvor@yandex.ru)

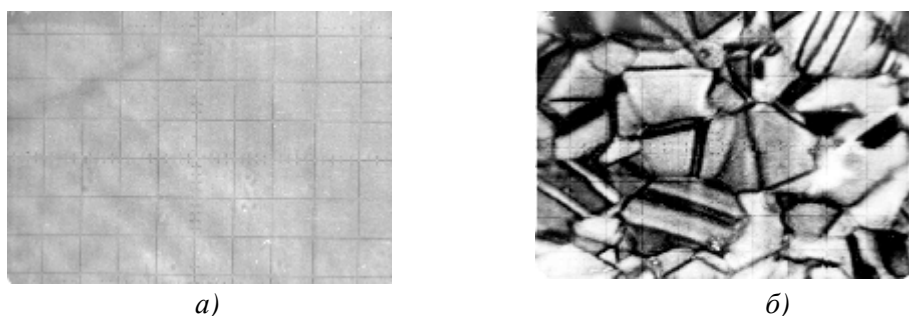
Определение параметров структур сталей и сплавов всегда являлось актуальной задачей. Не снизилась ее актуальность и в настоящее время. Известно, что параметры зерен являются определяющими при расчете прочностных характеристик сталей. Эти характеристики могут быть определены неразрушающими акустомикроскопическими методами. Причем, надежность, достоверность результатов достигается сочетанием акустической визуализации и расчетом значений физико-механических свойств сталей по величине скоростей ПАВ [1].

В работе представлены результаты исследований различных сортов сталей с помощью САМ отражательного типа [2]. На рис.1 демонстрируется, что при отсутствии какой-либо химической обработки поверхности на акустическом снимке структура выявляется очень качественно, при этом на оптическом изображении практически отсутствует полезная информация.

Для сталей и сплавов с применением метода  $V(Z)$ -кривых надежно и достоверно определяются значения скоростей ПАВ  $v_R$ . При статистической обработке кривой определяется значение  $\Delta Z_N$ , по которому рассчитывается величина скорости ПАВ для данного материала. С использованием некоторых выводов теории упругости производился расчет значений ряда упруго-механических параметров, например:

$$E = v_R^2 \cdot \frac{2\rho \cdot (1 + \gamma)^3}{(0,87 + 1,12 \gamma)^2}; \quad G = v_R^2 \cdot \rho \cdot \left( \frac{1 + \gamma}{0,87 + 1,12 \gamma} \right)^2.$$

где  $\gamma$  – коэффициент Пуассона,  $\rho$  – плотность,  $E$  – эффективный модуль упругости,  $G$  – модуль сдвига исследуемого материала,  $v_L$ ,  $v_S$ ,  $v_R$  – соответственно скорости продольных, поперечных и поверхностных акустических волн.



**Рис. 1.** Оптическое и акустическое изображения полированной поверхности стального образца (ст.06X14H8MД2Т, Нг, масштаб: 18 мкм/дел., а)  $220^\times$ , б)  $Z = -11$  мкм).

1. Kustov A.I., Migel I.A. investigation of physicomechanical characteristics of glasses by acoustic waves // Glass physics and chemistry, 1996 – Vol.22 – № 3. –P. 245-247.
2. Кулаков М.А., Кустов А.И., Морозов А.И. Сканирующий акустический микроскоп // Приборы и техника эксперимента, 1986 – № 2 – С.194-196.

## РАЗВИТИЕ ФРАГМЕНТАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СЖАТИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ

Беспалова И.В., Теплякова Л.А., Лычагин Д.В.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет*

Известно, что для ГЦК металлов наиболее плотноупакованными являются октаэдрические плоскости и, если бы деформация протекала однородно, то в таком структурно-однородном материале, как монокристаллы, можно было ожидать появления на боковых гранях равномерно распределенных следов сдвига по всем нагруженным плоскостям октаэдра. Однако в последние годы на монокристаллах ряда металлов и сплавов, таких как медь, никель, алюминий, сплав  $Ni_3Fe$ , экспериментально было установлено, что картина сдвига на макроуровне существенно неоднородна. При пластической деформации монокристаллов происходит макрофрагментация сдвига. Под фрагментом сдвига принято понимать область монокристалла, в которой организация сдвиговой деформации осуществляется способом, отличающимся от соседних областей. Различие может заключаться в числе действующих систем сдвига, их активности, величине локального сдвига и т.д.

В настоящей работе представлены результаты систематических исследований закономерностей макрофрагментации сдвига в [110]-монокристаллах алюминия при сжатии. Исследования проводились на монокристаллах с двумя вариантами ориентаций боковых граней: (110), (001) и (111), (112). Образцы имели стандартную форму параллелепипеда с размерами (3x3x6) мм<sup>3</sup>.

Установлено, что в обоих исследованных монокристаллах алюминия с самого начала пластической деформации развивается первичная макрофрагментация сдвига. Она связана с ограничением сдвига по октаэдрическим плоскостям. Всего в объеме формируется порядка десяти первичных макрофрагментов сдвига. Их морфология коррелирует с разбиением монокристалла на объёмы плоскостями {111}, проходящими через вершины и горизонтальные ребра образца, т.е. через геометрические базовые концентраторы напряжения. С ростом степени деформации в стыках первичных макрофрагментов формируются вторичные, обязанные своим появлением действию не только трансляционных, но и ротационных мод деформации. В работе проанализированы причины развития первичной и вторичной макрофрагментации сдвиговой деформации. Идентифицированы элементы деформационного рельефа более мелкого масштаба, чем макрофрагменты сдвига, измерены их количественные характеристики, проведена статистическая обработка результатов измерений.

Вторичные фрагменты деформации образованы системами мезополос, локализованными во вполне определенных участках монокристалла. Основные из них образуются в местах действия первичных фрагментов сдвиговой деформации. Некоторая асимметрия расположения вторичных фрагментов, компенсируется образованием дополнительного фрагмента, хорошо идентифицируемого выходом его в центре грани (110). В процессе осадки образца форма вторичных фрагментов меняется, а место их расположения и число сохраняется. При этом изменение формы монокристаллов при сжатии хорошо согласуется с картиной фрагментации и морфологией фрагментов.

Реализация в приторцевой области схемы неравномерного всестороннего сжатия обуславливает возможность сдвига по плоскостям октаэдра, которые при обычной схеме одноосного сжатия [110]-монокристаллов являются ненагруженными. Это приводит к образованию четырех дополнительных фрагментов сдвиговой деформации в этой области.

## ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ ГЦК МОНОКРИСТАЛЛОВ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ

Теплякова Л.А., Лычагин Д.В.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет*

В работе обобщены результаты экспериментальных исследований [1-5] картины деформационного рельефа, формирующейся в ГЦК монокристаллах металлов и сплавов с ориентациями оси сжатия [001], [110], [111] и [1.8.12]. Все исследованные монокристаллы имели форму параллелепипеда с соотношением высоты  $h$  к ширине  $d$ , равным 2 и 1. Деформация проводилась при комнатной температуре со скоростью  $10^{-4} \text{ с}^{-1}$  с автоматической записью кривых деформации. [001]- и [110]-монокристаллы изучались с двумя вариантами кристаллографической ориентации боковых граней. Для проведения анализа пространственной организации сдвиговой деформации осуществлялись панорамные съёмки рельефа на всех свободных гранях образцов с непосредственным выводом на компьютер и последующей обработкой изображения. Проведена систематизация элементов деформационного рельефа и измерены их типичные количественные характеристики.

На основе кристаллогеометрического анализа выявлены условия, при которых в масштабе образца локализация деформации с самого её начала осуществляется формированием *макропачек сдвига* преимущественно по октаэдрическим плоскостям. Необходимым условием макролокализации является наличие в монокристалле объёма, в котором отсутствуют обратные напряжения от пуансонов испытательной машины (объёма «облегченного» сдвига). Возможность образования такого объёма определяется кристаллографической ориентацией боковых и торцевых граней, а также отношением  $h/d$ . Развитие сдвига в макропачке зависит от типа концентратора напряжения (точечный или линейный). Максимальная степень локализации деформации достигается при действии линейного концентратора напряжения. Степень деформации в макропачке примерно в два раза выше, чем средняя степень деформации образца. Локализация деформации в макропачке при нагружении реализуется до тех пор, пока сохраняются кристаллогеометрические условия, при которых она началась. Рассмотренный характер локализации сдвиговой деформации реализуется в [001]-, [110]- и [1.8.12]-монокристаллах.

В [111]-монокристаллах в отсутствие объёма «облегченного» сдвига макролокализация идет с образованием системы макрополос деформации. На более мелких масштабных уровнях локализация деформации наблюдается во всех исследованных монокристаллах. Спектр структурных элементов, образующихся на этих уровнях, зависит как от кристаллографической ориентации монокристаллов исследованных в работе металлических материалов, так и от их физических свойств.

1. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Козлов Э.В. Локализация сдвига при деформации монокристаллов алюминия с ориентацией оси сжатия [001] // Физ. мезомех. – 2002. – Т.5. – №6. – С. 49–55.
2. Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. Первичная макрофрагментация в монокристаллах алюминия при сжатии // Письма в ЖТФ. – 2003. – Т.29. – вып.12. – С. 68–73.
3. Лычагин Д.В., Теплякова Л.А., Куницына Т.С. Причины макрофрагментации сдвига в ГЦК монокристаллах при деформации сжатием // Структура и свойства перспективных металлов и сплавов: Труды LX Международного семинара «Актуальные проблемы прочности». – Новгород: Изд-во НовГУ, 2003. – С. 117–121.
4. Теплякова Л.А., Лычагин Д.В., Беспалова И.В. Закономерности макролокализации деформации в монокристаллах алюминия с ориентацией оси сжатия [110] // Физ. мезомех. – 2004. – Т. 7. – № 6. – С. 63–78.



## МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ

Смирнов С. В., Пугачева Н. Б., Экземплярова Е. О., Антенорова Н. П.

*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург,  
[micro@imach.uran.ru](mailto:micro@imach.uran.ru)*

Модуль упругости является важной характеристикой, поскольку определяет жесткость материала в конструкции. Модуль нормальной упругости может быть использован в качестве характеристики упорядочивающихся сплавов, поскольку он определяется, главным образом, природой атомов и их взаимодействием. Эта механическая характеристика структурно не чувствительна, т.е. термическая обработка или другие способы изменения структуры металла практически не изменяют ее значение.

В работе проведены эксперименты по определению модуля нормальной упругости структурно-неоднородных материалов с помощью специально разработанной установки кинетического микроиндентирования (УКММ). Метод микроиндентирования позволяет проводить измерения в весьма малых объемах, что делает его особенно привлекательным для определения отдельных фаз, тонких пленок, слоев деталей, подвергшихся поверхностному воздействию. Применение совместно с микроиндентированием методов математического моделирования позволяет описать процессы деформации в упруго-пластическом материале при внедрении инденторов различного размера и формы.

Исследованы сплав Fe–Cr–Al; сложнолегированная латунь марки ЛМцАЖКС; биметаллический диск. Образцы из сплава Fe–Cr–Al представляли собой тонкие ленты (толщина порядка 50 мкм) с разным содержанием алюминия. Увеличение содержания алюминия в сплавах Fe–Cr–Al осуществляли путем химико-термической обработки (ХТО) тонкой ленты из сплава Х15Ю5 термодиффузионным алитированием в герметичной камере с контролируемой атмосферой.

Латунь содержит три отличающихся по химическому составу и свойствам структурные составляющие: пластичную основу –  $\alpha$ -твердый раствор легирующих элементов в меди с ГЦК кристаллической решеткой; упрочняющую  $\beta$ -фазу на основе электронного соединения CuZn; силициды  $(\text{Fe}, \text{Mn})_5\text{Si}_3$ .

Биметаллический диск, изготовленный методом совместной горячей прокатки листов алюминиевого сплава АМг6 и нержавеющей стали 12Х18Н10Т с плакированным слоем из алюминиевого сплава АД1. Структура сплава АМг6 представляет собой  $\alpha$ -твердый раствор, равномерно распределенную  $\beta$ -фазу  $\text{Al}_3\text{Mg}_2$  и дисперсные частицы - вероятно, силициды  $\text{Mg}_2\text{Si}$  и алюминиды  $\text{Al}_6\text{Mn}$ .

Порядок определения значений модуля упругости сплавов сводился к следующим этапам: 1 – компьютерное моделирование с помощью ПК «ANSYS» с известными справочными значениями упругих постоянных материала образца и индентора с целью определения жесткости прибора; 2 – обработка экспериментальной кривой разгрузки с учетом жесткости.

Полученные значения модуля нормальной упругости для стандартных материалов (12Х18Н10Т, Х15Ю5, АД1, АМг6) соответствуют справочным данным, что позволяет утверждать, что предложенный метод позволяет получать вполне достоверные результаты.

## ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Пугачева Н. Б., Смирнов С. В., Мясникова М. В., Экземплярова Е. О.,  
Антенорова Н. П.

*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург,  
[micro@imach.uran.ru](mailto:micro@imach.uran.ru)*

Многослойные композиты представляют собой систему нескольких отличающихся по механическим и физическим свойствам материалов. Например, биметаллические материалы, полученные методом совместной холодной прокатки, или многослойные покрытия, образованные за счет последовательного нанесения нескольких слоев различного состава и свойств. Толщина слоев в таких композициях достаточно мала – от нескольких единиц до десятков мкм. Для таких материалов представляет интерес возможность оценки напряженно-деформированного состояния в каждом из слоев, обуславливающего прочность конструкции в целом. Интерес представляет использование возможностей компьютерного моделирования, в основе которого лежат экспериментальные результаты микроиндентирования слоев.

Исследованы биметаллический материал, изготовленный методом совместной холодной прокатки листов алюминиевого сплава АМг6 и нержавеющей стали 12Х18Н10Т с покрытием из алюминиевого сплава АД1, а также многослойные жаростойкие покрытия: 1 слой – диффузионный алюмосилицидный; 2 – Ni–Co–Cr–Al–Y; 3 – керамический (ZrO<sub>2</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Последние два получены плазменным или атомно-ионным распылением. Структура композиций исследована на оптическом микроскопе НЕОРНОТ–21, химический состав – на микрорентгеноспектральном анализаторе JEOL (локальность метода 2 мкм, погрешность – 5 % от измеряемой концентрации). Микроиндентирование алмазной пирамиды Виккерса осуществляли на приборе LEICA VMHT AUTOMan фирмы Leica Microsystems (Germany), а макроиндентирование нагрузками до 50 кг – на твердомере AVK - HF фирмы AKASHI (Japan).

Определение концентрационного распределения химических элементов по сечению биметаллического материала показало отсутствие диффузионного проникновения алюминия из плакирующего слоя в нержавеющую сталь, а также железа их нержавеющей стали в плакированный слой. Тем не менее, прочность сцепления слоев достаточно высока: первые микротрещины и отслоения на границе со сталью 12Х18Н10Т наблюдали при нагрузках 30 кг. Для многослойных покрытий характерно наличие небольшой (около 5 мкм) диффузионной зоны между металлическими слоями, что связано с проведением стабилизирующего отжига при 1000<sup>0</sup>С после нанесения покрытия. Отслоение по границе металлических слоев наблюдали при 50 кг, а сколы керамического слоя происходят уже при 10 кг.

Компьютерное моделирование процесса внедрения пирамиды Виккерса на границе раздела слоев с помощью программного комплекса ANSYS (при моделировании использовали треугольные конечные элементы типа PLANE) позволило оценить напряжения, возникающие в каждом из материалов. При этом проведена оценка допустимых напряжений, позволяющих сохранить целостность композиции. Моделирование показало формирование полос интенсивной деформации, которые могут быть интерпретированы как мезополосы локализации деформации, наблюдаемые в экспериментах.

## ТОЧЕЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЦЕСС РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ В СПЛАВЕ $\text{Cu}_3\text{Au}$

Старостенков М.Д., Дудник Е.А.\*

*Алтайский государственный технический университет  
им. И.И. Ползунова, Барнаул*  
[genphys@agtu.secna.ru](mailto:genphys@agtu.secna.ru)

\* *Рубцовский индустриальный институт, Рубцовск*

Ранее методом молекулярной динамики на примере двумерного кристалла сверхструктуры  $L1_2$  с упаковкой атомов, соответствующей плоскости  $\{111\}$ , г.ц.к. решетки были оценены вклады различных точечных дефектов в процесс разупорядочения в зависимости от температуры и времени компьютерных экспериментов [1].

Было показано, что в отсутствие вакансий и других точечных дефектов, только при наличии точечных дефектов замещения, их активный диффузионный процесс разупорядочения начинается при температурах, близких к температуре плавления.

При этих температурах зарождаются динамические пары Френкеля, состоящие из вакансии и межузельного атома, и если они не аннигилируют, то основной вклад в процесс разупорядочения вносит механизм миграции атомов по междоузлиям, вклад вакансий в процесс миграции оказывается меньшим.

При наличии вакансий и с увеличением их концентраций снижается их температура начала процесса разупорядочения по вакансионному механизму.

При определенных концентрации вакансий пары вакансий могут схлопываться в дивакансию, которая трансформируется в подвижный комплекс, состоящий из межузельного атома и трех близкорасположенных вакансий. Такие комплексы оказываются активными в интервалах температурах меньших, чем температура плавления. При приближении к температуре плавления комплекс вновь трансформируется в дивакансию, с последующем возможным расщеплением на две одиночные вакансии [2].

В настоящей работе с использованием метода Монте-Карло исследуется роль подобных точечных дефектов в процессе разупорядочения трехмерного кристалла, состоящего из  $1.87 \cdot 10^5$  атомов; на границы расчетного блока кристалла накладываются периодические условия. Полученные данные сравниваются с результатами, ранее полученными для случая двумерного кристалла.

1. Дудник Е.А., Старостенков М.Д. Исследование структурно-энергетических превращений вблизи точечных дефектов замещения в тонкой пленке состава  $\text{A}_3\text{B}$  // Изв. Вузов, Физика, 2002, т.44, № 8, (приложение), с. 144-148.
2. Старостенков М.Д., Дудник Е.А., Дудник В.Г. Механизмы миграции дивакансионных комплексов в двумерном кристалле  $\text{Ni}_3\text{Al}$  // Письма в ЖТФ, 2003, том 29, вып. 16, с.6-10.

## ОБРАЗОВАНИЕ И РАЗВИТИЕ МИКРОНЕСПЛОШНОСТЕЙ ПО ГРАНИЦАМ ВКЛЮЧЕНИЙ ПОЛИТИПОВ В КРИСТАЛЛАХ КАРБИДА КРЕМНИЯ

Аргунова Т. С.<sup>1,2)</sup>, Гуткин М. Ю.<sup>3,4)</sup>, Шейнерман А. Г.<sup>3)</sup>,  
Yi J. M.<sup>2)</sup>, Je J. H.<sup>2)</sup>, Нагалюк С. С.<sup>1)</sup>, Мохов Е. Н.<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> ФТИ им. А. Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия

<sup>2)</sup> Pohang University of Science and Technology, Pohang, Republic of Korea

<sup>3)</sup> Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия

<sup>4)</sup> СПбГПУ, Санкт-Петербург, Россия

Рост кристаллов карбида кремния сопровождается образованием в нем различных политипов – структурных модификаций этого материала, различающихся лишь в одном кристаллографическом направлении. Границы различных политипов содержат микронесплошности – микрополости, вытянутые вдоль границ, и микротрубки, параллельные оси роста или отклоненные в сторону границ. Микротрубки представляют собой цилиндрические поры микроскопического радиуса, содержащие винтовые супердислокации с большими векторами Бюргерса. Целью настоящей работы было изучение механизмов формирования микронесплошностей по границам включений политипов в массивных кристаллах SiC.

Экспериментальное исследование процессов формирования микронесплошностей в кристаллах SiC политипа 4H, выращенных сублимационным сэндвич-методом [1] на затравке в виде монокристаллической пластины SiC политипа 6H с ориентацией поверхности (0001), проводилось методами синхротронной фазовой радиографии, оптической и сканирующей электронной микроскопии, а также цветовой фотолюминесценции. Выявлено, что микротрубки скапливаются на границах включений политипов и объединяются между собой, образуя микрополости, отделяющие включения от окружающей матрицы. В процессе выращивания кристалла микротрубки отклоняются от оси роста, искривляются и приближаются к границам включений. Обнаружено уменьшение плотности микротрубок в приграничных областях, которое можно объяснить притяжением микротрубок из этих областей к границам.

Для обоснования эффекта притяжения микротрубок к границам включений политипов и их группирования на этих границах предложена следующая трехмерная теоретическая модель. Включение в форме прямоугольного параллелепипеда залегает у свободной фронтальной поверхности растущего кристалла и обладает собственной сдвиговой деформацией, вследствие чего создает поле упругих напряжений. Это поле действует на пробную микротрубку, расположенную вблизи от включения перпендикулярно свободной поверхности кристалла. Предполагается, что микротрубка подвижна лишь в своей приповерхностной части, на отрезке фиксированной длины. В результате движения этого отрезка вдоль свободной поверхности кристалла на микротрубке образуется перегиб. Микротрубка с таким перегибом представляется в виде суперпозиции прямолинейной микротрубки и дислокационной полупетли, перпендикулярной свободной поверхности кристалла. С помощью этой модели рассчитана сила упругого взаимодействия микротрубки и включения и определены равновесные положения микротрубки. Показано, в частности, что эти равновесные положения находятся на границах включения. Предложенная модель объясняет образование и рост пор на границах включений политипов в кристаллах карбида кремния.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-01-00211), Программы РАН «Новые материалы и структуры» и фонда KOFST (Республика Корея).*

1. Vodakov Yu.A., Roenkov A.D., Ramm M.G., et al. Phys. stat. sol. (b) 202, 177 (1997).

## ЗАРОЖДЕНИЕ ПЕТЕЛЬ ЧАСТИЧНЫХ И РАСЩЕПЛЕННЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ

Бобылев С. В.<sup>1)</sup>, Гуткин М. Ю.<sup>1,2)</sup>, Овидько И. А.<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>2)</sup> *СПбГПУ, Санкт-Петербург, Россия*

Интенсивные исследования структуры и свойств нанокристаллических материалов (НКМ) показали значительное превосходство НКМ над материалами в обычном поликристаллическом состоянии. По общему мнению, уникальные свойства НКМ являются следствием высокого содержания границ зерен и их тройных стыков, которые играют исключительно важную роль в процессах деформации НКМ. Привычные схемы пластичности обычных металлов здесь либо не работают, либо требуют значительной корректировки с учетом структурных особенностей НКМ. Ярким примером может служить чистый нанокристаллический Al. Проведенное разными группами исследователей компьютерное моделирование методами молекулярной динамики показало, что при размере зерна в несколько десятков нанометров доминирующим механизмом становится испускание частичных и расщепленных дислокаций из границ зерен. Наличие в чистом нанокристаллическом Al частичных дислокаций, широких полос дефекта упаковки и деформационных двойников было позднее подтверждено экспериментально. Дефекты упаковки, образующиеся между частичными дислокациями, оказались в 1,5–11 раз шире, чем в обычных крупнозернистых образцах. Эти наблюдения нарушают устоявшееся мнение о том, что расщепление дислокаций и двойникование в чистом Al практически невозможны из-за высокой энергии дефекта упаковки.

Чтобы понять причины расщепления дислокаций и аномального уширения дефектов упаковки в нанокристаллическом Al, была предложена трехмерная теоретическая модель, в рамках которой рассматривались процессы формирования петли зернограницной дислокации и последующего зарождения на такой петле двух, следующих друг за другом, скользящих полупетель частичных решеточных дислокаций. Совокупность этих полупетель и лежащая между ними область дефекта упаковки формирует полупетлю расщепленной дислокации, скользящую внутри зерна. Были рассчитаны изменения полной энергии такой системы, связанные с испусканием и последующим скольжением полупетель. Разработанный для пошагового анализа этих изменений компьютерный код, построенный на базе пакета «Mathematica 4.2», позволил выявить основные особенности этих процессов на примере чистого нанокристаллического Al. В частности, были определены размер зерна и уровень приложенного напряжения, при которых эмиссия полупетель частичных дислокаций становится энергетически выгодной. Найдена зависимость ширины дефекта упаковки от размера зерна и величины приложенного напряжения. Показано, что экспериментально наблюдающиеся аномально широкие дефекты упаковки являются следствием высоких внутренних напряжений, формирующихся на стадиях изготовления и обработки или локального нагружения нанокристаллических образцов. Роль размерного эффекта состоит в том, что в нанозернах изначально практически отсутствуют полные решеточные дислокации, способные обеспечить пластическую релаксацию этих высоких напряжений.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-01-00211), INTAS (грант 03-51-3779), INTAS-AIRBUS (грант 04-80-7339), Фонда содействия отечественной науке и Федерального агентства по науке и инновациям (грант Президента РФ № МК-2902.2005.1).*

# НЕСИНГУЛЯРНЫЕ УПРУГИЕ ПОЛЯ ДИСЛОКАЦИЙ, ДИСКЛИНАЦИЙ И ВКЛЮЧЕНИЙ В ГРАДИЕНТНОЙ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ

Гуткин М. Ю.

*Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*  
*СПбГПУ, Санкт-Петербург, Россия*  
[gutkin@def.ipme.ru](mailto:gutkin@def.ipme.ru)

Традиционное описание упругих полей и энергий дефектов (дислокаций, дисклинаций, включений) основано на решениях, полученных в рамках классической линейной теории упругости. В изотропном случае соответствующие выражения довольно просты, что позволяет широко их использовать при моделировании структуры и механического поведения самых различных материалов и твердотельных систем. Однако эти решения (или некоторые их компоненты) расходятся на линиях дислокаций и дисклинаций или на ребрах включений, что создает большие неудобства при теоретическом описании таких ситуаций, в которых требуется знание упругих полей вблизи этих линий. Эффективным и относительно простым способом устранения таких расходимостей в рамках упругого континуума является использование градиентной теории упругости [1-3].

В докладе дан краткий обзор результатов применения градиентной теории упругости для описания упругих полей и энергий дислокаций и дисклинаций. Показано, что основным достижением такого подхода является устранение классических расходимостей на линиях дефектов и возможность описания короткодействующих взаимодействий между ними на наноскопическом уровне. Рассмотрено решение граничной задачи о прямолинейной дислокации, параллельной границе раздела фаз с разными упругими модулями и градиентными коэффициентами. Описаны особенности короткодействующего взаимодействия дислокации и границы, изучение которого невозможно в классической линейной теории упругости. Показано, что все компоненты поля напряжений не имеют сингулярностей на линии дислокации и остаются непрерывными на границе в отличие от классического решения, сингулярного на дислокационной линии и допускающего разрывы нескольких компонент на межфазной границе. Следствием последнего эффекта стало устранение классической сингулярности силы изображения при выходе дислокации на границу. Кроме того, рассмотрена дополнительная упругая сила изображения, обусловленная разницей градиентных коэффициентов контактирующих фаз.

Впервые приводится решение градиентной теории упругости о поле напряжений включения в виде длинного параллелепипеда. Показано устранение классических логарифмических расходимостей сдвигового напряжения на его ребрах. При больших, по сравнению с величиной градиентного коэффициента  $\kappa$  ( $\kappa \approx a/4$ , где  $a$  – межатомное расстояние), размерах включения сдвиговые напряжения на ребрах включения пропорциональны логарифму его размера. При стремлении этого размера к нулю сдвиговые напряжения в угловых точках также обращаются в ноль. Полученное несингулярное решение позволяет корректно описывать напряженное состояние внутри и вокруг наноскопических включений типа квантовых нитей, а также строить модели локальной пластической деформации вблизи таких включений.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-01-00211).*

1. Gutkin M.Yu., Aifantis E.C. Scr.Mater. 35, 1353 (1996); 36,129 (1997); 40, 559 (1999).
2. Gutkin M.Yu., Rev. Adv. Mater. Sci. 1, 27 (2000).
3. Lazar M., Maugin G.A., Aifantis E.C., Phys. stat. sol. (b) 242, 2365 (2005).

## ОБРАЗОВАНИЕ НАНОТРЕЩИН НА ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ДИСКЛИНАЦИЯХ В НАНОКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Гуткин М. Ю.<sup>1,2)</sup>, Овидько И. А.<sup>1)</sup>, Скиба Н. В.<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup> *Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>2)</sup> *СПбГПУ, Санкт-Петербург, Россия*

Разрушение нанокристаллических материалов (НКМ) обычно начинается с зарождения по границам зерен нанотрещин. Наиболее вероятными местами зарождения нанотрещин являются дефекты структуры и концентраторы напряжений. Известно, что в процессе получения НКМ интенсивной пластической деформацией структура границ зерен может становиться неравновесной. В частности, такая неравновесность проявляется в резких изменениях угла разориентировки границы, которые находят естественное описание в терминах зернограничных дисклинаций. Именно зернограничные (и стыковые) дисклинации и могут стать концентраторами напряжений и местами гетерогенного зарождения первых нанотрещин.

В композитных наноструктурах особую роль играют остаточные упругие напряжения, обусловленные разницей кристаллического строения и физических свойств контактирующих фаз. В поле этих остаточных напряжений также могут раскрываться микро- или нанотрещины, равновесный размер которых должен зависеть от характерных масштабов структуры – размера матричного зерна, размера включения и периода распределения включений. При наличии в композитном наноматериале дефектов дисклинационного типа приходится учитывать совместное действие упругих полей включений и дисклинаций на формирование зародышевых трещин.

Целью настоящей работы было построение теоретической модели, описывающей зарождение и развитие нанотрещины в совместном поле упругих напряжений диполя зернограничных клиновых дисклинаций и нановключения.

Предполагалось что нанотрещина разрыва-сдвига зарождается на отрицательной клиновой дисклинации, прорастает вдоль межзеренной границы и достигает границы включения. В качестве включения рассматривается упруго-изотропное тело в форме длинного параллелепипеда, расположенное в бесконечной упруго-изотропной среде. Упругие модули включения и матрицы предполагаются одинаковыми. При этом включение испытывает собственную однородную дилатационную деформацию, вызванную различиями в значениях параметров кристаллических решеток и коэффициентах теплового расширения. После достижения нанотрещиной границы включения она либо прорастает дальше в тело включения, либо изменяет направление своего распространения и раскрывается вдоль границы раздела между включением и матрицей. В работе рассчитана равновесная (критическая) длина нанотрещины и изучена зависимость ее конфигурации от параметров системы. Показано, что вероятность зарождения нанотрещины увеличивается вблизи включения с отрицательной (сжимающей) собственной дилатацией. Уменьшение размера включения уменьшает вероятность раскрытия трещины вдоль межфазной границы, если собственная дилатация отрицательна, и увеличивает эту вероятность, если собственная дилатация положительна.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-01-00211), INTAS (грант 03-51-3779), INTAS-AIRBUS (грант 04-80-7339), Фонда содействия отечественной науке, Федерального агентства по науке и инновациям РФ (программа «Механика деформируемого твердого тела и задачи нанотехнологии») и Программы РАН «Структурная механика материалов и элементов конструкций».*



## МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТОНКИХ ФОЛЬГ МОДЕЛЬНОГО СПЛАВА $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{40}$ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Захватова М. В., Гильмутдинов Ф. З., Баянкин В. Я., Никитин А. В.,  
Паршуков Л. И.

*ФТИ УрО РАН, НИТИ «Прогресс», г. Ижевск.*  
[less@fti.udm.ru](mailto:less@fti.udm.ru), [parshukov@mail.ru](mailto:parshukov@mail.ru)

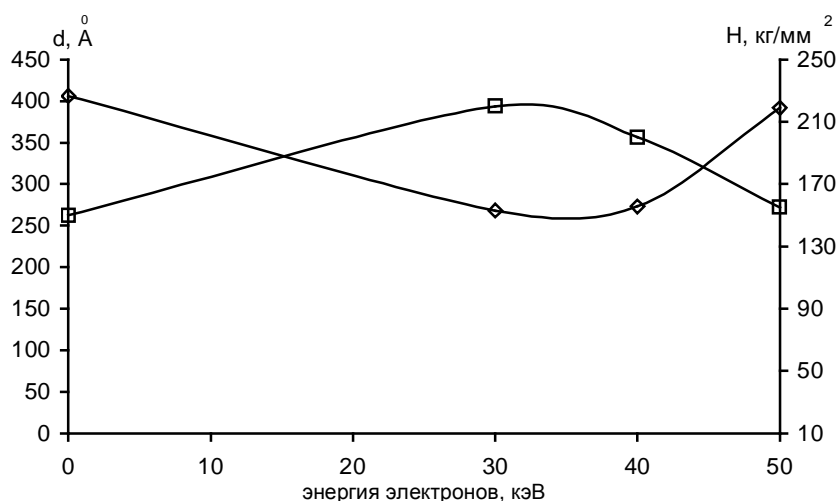
Импульсные электроннолучевые воздействия, в зависимости от их параметров, сопровождаются тепловым эффектом, приводящим к отжигу дефектов, процессам рекристаллизации, созданием волн упругих напряжений, остаточных напряжений и деформаций в результате быстрого теплового расширения-сжатия в области воздействия и в зоне термического влияния. В зависимости от параметров потока электронов возможно преимущественное влияние на микроструктуру, напряженно-деформированное состояние и процессы массопереноса тех или иных из перечисленных эффектов. Влияние импульсных электронных потоков на свойства металлических сплавов представляет особый научный и практический интерес, при этом наименее изученными являются эффекты поверхностных сегрегаций и их взаимосвязь со структурно-фазовыми изменениями и модификацией свойств сплавов в зависимости от параметров облучения. В данной работе методами рентгеноэлектронной спектроскопии, рентгеноструктурного анализа, зондовой микроскопии и измерений микротвердости исследованы закономерности изменений состава поверхностных слоев, структуры и механических свойств тонких фольг сплава  $\text{Cu}_{60}\text{Ni}_{40}$  при импульсных электроннолучевых воздействиях в миллисекундном диапазоне в зависимости от энергии электронов.

Фольги  $\text{Cu}-40\%\text{Ni}$ , прокатанные до толщины 50 мкм, в неравновесном деформированном состоянии подвергались импульсному электронному облучению на установке ЭЛУРС в условиях высокого ( $10^{-4}$  Па) вакуума расфокусированным до  $d \approx 6$  мм пучком при средней плотности тока  $1,5 \text{ мА/мм}^2$  с длительностью импульса  $\tau = 20$  мс и энергией  $E = 30, 40, 50, 75$  кэВ. Импульсное электроннолучевое воздействие в миллисекундном диапазоне вызывает аномально высокое обогащение приповерхностного слоя исследованных фольг медью до 98 ат%, как со стороны облучения, так и с обратной стороны фольги; при этом исходная немонотонность профиля, связанная со склонностью сплавов системы  $\text{Cu}-\text{Ni}$  к расслоению, сглаживается с ростом энергии потока электронов. Глубина приповерхностного обогащенного медью слоя ( $> 40$  нм) значительно превышает размеры, характерные для равновесной сегрегации, составляющие единицы атомных слоев.

Импульсное воздействие потока электронов вызывает изменения в структуре и напряженно-деформированном состоянии фольги. Наблюдается существенное (до 40%) уменьшение среднего диаметра областей когерентного рассеяния при энергиях потока 30–40 кэВ с последующим его возрастанием к исходному состоянию при дальнейшем увеличении энергии потока до 50 кэВ и более. Соответственно, кривая зависимости микротвердости от энергии импульса проходит через максимум при тех же энергиях. Со стороны облучения микротвердость возрастает более чем на 40%, а с обратной – на 20% относительно исходного значения. Обнаруженные закономерности изменений структуры и механических свойств (микротвердости) фольг связаны с генерацией дефектов, возникновением внутренних напряжений и пластических деформаций, как за счет электронно-лучевого удара, так и в результате быстрого теплового расширения-сжатия металла. С возрастанием энергии потока увеличивается

эффект воздействия высоких температур и времени пребывания в высокотемпературном состоянии, обеспечивая отжиг дефектов и релаксацию внутренних напряжений. АСМ-исследованиями обнаружено сглаживание сверхтонкого поверхностного слоя со стороны воздействия при высоких энергиях, которое связано с локальным расплавлением сверхтонкого слоя.

Полученные данные позволяют объяснить аномальное обогащение протяженной приповерхностной области медью при импульсном электроннолучевом воздействии в миллисекундном диапазоне с энергиями 30 - 40 кэВ как проявление неравновесной сегрегации. Интенсивное перераспределение компонентов и изменения структуры поверхности обусловлены направленными потоками дефектов и микродеформациями в полях внутренних напряжений, усиливающимися релаксационными процессами при более высоких энергиях. Облучение с энергией в 30 кэВ является оптимальным для усиления механической прочности поверхности фольги.



**Рис.** Изменение среднего диаметра блоков когерентного рассеяния (◊) и микротвердости (□) в зависимости от энергии электронов в импульсе.

## ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНОГО ШВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА

Смирнов В. Н., Ляшенко Л. В., Паршуков Л. И., Гильмутдинов Ф. З.

НИТИ «Прогресс», ФТИ УрО РАН, г. Ижевск  
[parshukov@mail.ru](mailto:parshukov@mail.ru)

Известно, что уровень механических и технологических свойств термически упрочняемых титановых бета-сплавов марки ТС-6 определяется видом применяемой термической обработки. В отожженном и закаленном состоянии сплав марки ТС-6 при умеренной прочности имеет максимальные значения пластических свойств:  $\sigma_b = 850\text{--}950$  МПа;  $\delta = 20\text{--}30\%$ ;  $\psi = 45\text{--}60\%$ ; КСИ –  $750\text{--}2000$  кДж/м<sup>2</sup>, что позволяет производить при комнатной температуре целый ряд технологических операций пластической деформации и формообразования – листовую прокатку и штамповку, гибку, отбортовку, вытяжку, ротационную вытяжку и другие.

После упрочняющей термической обработки, заключающейся в 40 часовом изотермическом отжиге при температуре  $500^{\circ}\text{C}$ , при сохранении умеренного уровня пластичности резко возрастают прочностные свойства сплава ТС-6 ( $\sigma_{\text{в}} = 1250\text{--}1750$  МПа;  $\delta = 4\%$ ;  $\psi \geq 12\%$ ;  $K_{\text{СИ}} \geq 150$  кДж/м<sup>2</sup>). В ряде случаев, к которым относится запрет по технологическому регламенту на нагрев замыкающего сварного шва, изотермический отжиг всего изделия не проводится. В связи с этим актуальным становится поиск новых способов локального термоциклического старения сварных швов титановых сплавов марки ТС-6.

В рассматриваемой работе представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований химического состава, структурного и напряженного состояний сварного шва титанового сплава до и после термоциклической обработки. Эксперименты проводили на технологических образцах титанового сплава типа ТС-6, толщиной 2 мм, прошедших штатную обработку, включающую старение. Прочность и пластичность состаренного материала составляла, соответственно,  $160$  кГ/мм<sup>2</sup> и 0,7.

В результате металлофизических исследований, выполненных методом рентгеноэлектронной спектроскопии на приборе ЭС-2401 и металлографии, а также расчетов, основанных на структурно-аналитической теории прочности, определены оптимальные температурно-временные режимы упрочняющей термоциклической обработки сварного шва. Предложена термоциклическая обработка шва расфокусированным электронным лучом до температуры  $520 \pm 5^{\circ}\text{C}$ . Нагрев производится локально. При этом вся остальная часть сварного шва и материал изделия имеют температуру значительно ниже. При циклическом воздействии в шве возникают пластические деформации, которые порождают большое количество неравновесных точечных дефектов, присутствие которых существенно ускоряет процесс выделения упрочняющей альфа фазы в сварном шве, то есть его старение.

Сварку и локальную циклическую термообработку выполняли на лабораторной установке ЭЛУРС-М с электронно-лучевым агрегатом ЭЛА-50/5М. Установлено, что после сварки материал сварного шва представляет собой закаленную структуру бета-фазы. В сварном шве возникают остаточные напряжения, о чем свидетельствует предел прочности, равный  $130$  кГс/мм<sup>2</sup>. В результате исследований установлено, что после термоциклирования в интервале температур от  $520 \pm 5^{\circ}\text{C}$  до  $200^{\circ}\text{C}$ , получено упрочнение, равное  $141$  кГс/мм<sup>2</sup>, что составляет 90% прочности изотермически состаренного титанового сплава. Пластичность материала сварного шва после рассмотренной термообработки существенно превосходила как пластичность состаренного, так и закаленного материала. Время, необходимое для обработки, которая обеспечивает данную прочность и пластичность материала сварного шва, составляет несколько минут, в отличие от общепринятого в настоящее время режима изотермически отжига. В результате термоциклической обработки происходит изменение механизма упрочнения с дислокационного на дисперсионный, а также понижаются остаточные напряжения, возникающие в результате сварки.

**Выводы:**

Установлено, что предложенный режим старения путем локального термоциклирования сварного шва сплава ТС-6 повышает его пластичность. Временной предел прочности после термоциклирования составляет 90% и выше от предела прочности изотермически состаренного титанового сплава при температуре  $490\text{--}500^{\circ}\text{C}$  в течение 40 часов.

## ТОНКАЯ СТРУКТУРА НАНОКРИСТАЛЛОВ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni

Абросимова Г. Е., Аронин А. С., Игнатъева Е. Ю.

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

Методами рентгенографии, просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии исследована структура нанокристаллов, образующихся при кристаллизации аморфных сплавов системы Ni–Mo–В. Исходные аморфные образцы содержали 10–30 ат.% Мо и 5–20 ат.% В и были получены скоростной закалкой расплава. Нанокристаллическая структура была сформирована методом контролируемой кристаллизации аморфной фазы в образцах сплава с содержанием бора 5–10 ат.% при температуре ниже температуры стеклования и в сплаве с 20 ат.% В при температуре выше температуры стеклования.

При концентрации бора 5–10 ат.% нанокристаллическая структура состоит из нанокристаллов ГЦК-Ni и аморфной фазы, отделяющей нанокристаллы друг от друга. Размер нанокристаллов и степень их совершенства зависят от состава сплава. Нанокристаллы представляют собой твердый раствор компонентов сплава в никеле, концентрация которых немного меняется в процессе термообработки. Нанокристаллическая структура в сплавах с 5–10 ат.% В обладает высокой термической стабильностью (600 часов при 600 °С).

В сплаве с 20 ат.% В нанокристаллическая структура является многофазной. Закристаллизованные образцы содержат три кристаллические фазы – две фазы с границентрированной решеткой с параметрами 0,3597 нм и 0,3541 нм, соответственно, а также фазу Ni<sub>3</sub>B с орторомбической решеткой. Первой ГЦК фазой является практически чистый никель, нанокристаллы размером 2–5 нм являются практически бездефектными. Вторая фаза представляет собой твердый раствор молибдена в никеле, его нанокристаллы заметно крупнее (20–50 нм) и содержат значительное количество дефектов. В процессе кристаллизации концентрация Мо в твердом растворе и соотношение объемных долей фаз меняются.

Исследована эволюция при нагреве нанокристаллической структуры в сплавах разного состава: изменение морфологии нанокристаллов, параметров решетки, степени совершенства. Показано, что при нагреве размер нанокристаллов немного увеличивается. Проанализированы причины, определяющие степень совершенства структуры нанокристаллов. Показано, что в исследуемой системе определяющую роль в дефектности структуры нанокристаллов играет размерный фактор.

*Финансовая поддержка РФФИ (проект 04-02-17345) и Программы ОФН РАН «Новые материалы и структуры» с благодарностью подтверждается.*

## ОБРАЗОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Аронин А. С., Абросимова Г. Е., Добаткин С. В.\*, Зверькова И. И.,  
Матвеев Д. В., Рыбченко О. Г., Татьянин Е. В.\*

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

*\*Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН, Москва*

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

Методами рентгенографии и электронной микроскопии исследовано формирование и параметры нанокристаллической структуры аморфных сплавов  $\text{Fe}_{81}\text{V}_{13}\text{Si}_6$  и  $\text{Fe}_{80}\text{V}_{20}$ , образованной при интенсивной пластической деформации (ИПД) при комнатной и повышенных температурах. Деформация образцов быстрозакаленных лент осуществлялась методом кручения под давлением при температурах 293, 493, 693 К. Величина деформации менялась в пределах от  $\epsilon = 4$  до  $\epsilon = 6,5$  ( $\epsilon = \ln(\Theta/r/l)$ , где  $\Theta$  – угол вращения в радианах,  $r$  – радиус на половине диаметра и  $l$  – толщина образца).

В таких сплавах нанокристаллическая структура при обычной термообработке не образуется. Образование нанокристаллической структуры обнаружено при интенсивной пластической деформации, причем размер нанокристаллов зависит от степени и температуры деформации. Например, при комнатной температуре нанокристаллы образуются при деформации  $\epsilon = 5$  и выше. Фазовый состав нанокристаллов зависит от состава сплава и условий обработки. В случае сплава  $\text{Fe}_{81}\text{V}_{13}\text{Si}_6$  образующиеся кристаллы представляют собой нанокристаллы твердого раствора Si в  $\alpha$ -Fe. Сплав  $\text{Fe}_{80}\text{V}_{20}$  кристаллизуется с образованием  $\alpha$ -Fe при комнатной температуре и с образованием фазы  $\alpha$ -Fe и, возможно,  $\text{Fe}_3\text{V}$  в случае ИПД при 200 °С. Обнаружена зависимость среднего размера нанокристаллов от температуры, при которой проводилась ИПД. В частности, для сплава  $\text{Fe}_{81}\text{V}_{13}\text{Si}_6$  при росте температуры от комнатной до 200 °С средний размер нанокристаллов, определенный по данным рентгенографического исследования, уменьшается от 10 до 8,4 нм, а затем увеличивается до 30 нм при 400 °С. В сплаве  $\text{Fe}_{80}\text{V}_{20}$  при росте температуры от комнатной до 200 °С размер нанокристаллов слегка уменьшается от 6 до 5,5 нм. В случае обработки при комнатной температуре в образце сплава  $\text{Fe}_{80}\text{V}_{20}$  наблюдаются полосы сдвига, в которых отмечается повышенная плотность расположения нанокристаллов. Образование полос сдвига при ИПД при повышенных температурах не обнаружено. Обсуждены возможные механизмы образования нанокристаллической структуры. Определенные параметры решетки нанокристаллов указывают на диффузионный механизм их образования. Сделаны оценки параметров диффузионного массопереноса, необходимых для образования нанокристаллов.

*Финансовая поддержка РФФИ (проект 06-02-16677-а) и Программы ОФН РАН «Новые материалы и структуры» с благодарностью подтверждается.*

## ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИСТОВОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ22

Классман П. А., Классман Е. Ю., Астанин В. В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа,*  
[klassman@mail.ru](mailto:klassman@mail.ru)

Анализируя полученные результаты, можно сказать, что максимальное упрочнение для горячекатаных (850 °С) листовых полуфабрикатов наблюдается при проведении закалки с температуры 780 °С и дальнейшем старении при температуре 540 °С в течение 4 часов:  $\sigma_{0,2} \cong 1360$  МПа,  $\sigma_b \cong 1400$  МПа,  $\delta \cong 7,4$  %,  $\psi \cong 14$  %. К недостаткам можно отнести то, что различные схемы деформационного состояния по ширине листа при прокатке накладывают отпечаток на механические свойства [1]. Повысить прочностные характеристики можно путем измельчения структуры. Этого можно добиться, понижая температуру и скорость деформации [2].

В работе также проведена оценка влияния степени изотермической деформации в интервале температур старения: 540–560 °С (совместили процесс деформации и упрочняющей термической обработки) на механические свойства листового титанового сплава ВТ22 [3].

После проведения испытаний на растяжение, металлографических исследований, измерения твердости и КСУ, в зависимости от степени изотермической деформации, были получены данные, занесенные в табл. 1.

Из приведенных в таблице данных видно, что с увеличением степени изотермической деформации все свойства сплава ВТ22 изменяются монотонно.

Таблица 1. Механические свойства сплава ВТ22 в зависимости от степени изотермической деформации.

Степень изотермической деформации, (%)	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	Время деформации при изотермической обработке, мин	Коэффициент вытянутости	Твердость, НРС
90	60	1390	4	250	1,2	51
80	55	1425	5	130	1,24	54
70	37	1438	4,2	90	1,48	55
60	23	1470	3,8	60	2	56

При изотермической прокатке структура материала измельчается. Под действием больших напряжений измельчение зерен происходит за счет кооперированного смещения, в результате чего происходит смещение одной части зерна относительно другой. С увеличением степени изотермической деформации происходит дальнейшее измельчение зерен. Отличием структуры материала с большей степенью деформации от материала с меньшей степенью деформации является то, что в структуре встречаются области со сформировавшимися границами зерен, но в большей части материала продолжается перестройка структуры. При увеличении степени изотермической деформации до 90 %, области, в которых происходит перестройка структуры, встречаются редко, то есть практически во всем объеме материала зерна имеют четко очерченные границы.

Изменение механических свойств титанового сплава ВТ22 с увеличением степени обжатия при изотермической прокатке обусловлено наличием областей, в которых происходит перестройка структуры, уменьшением размера зерен и высокой плотностью дислокаций. Предел прочности после изотермической прокатки удалось повысить до 1470 МПа, что значительно выше предела прочности исходного материала (1100...1250 МПа).

1. Влияние режимов прокатки и термообработки на механические свойства титанового сплава ВТ22. В.В. Астанин, Е.Ю. Исаева, П.А. Классман. Вестник УГАТУ. 2004.
2. Моисеев В.Н. Поваров И. А., Каплин Ю. И. Структура и свойства титановых сплавов после изотермического деформирования с малыми скоростями – Металловедение термическая обработка металлов, 1984.– №5.–С. 43 – 46.
3. Получение металло-матричных композитов с применением эффекта сверхпластичности. Астанин В.В. Вестник УГАТУ, 2002.

## **ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ИСКОПАЕМЫХ УГЛЕЙ**

**Алексеев А. Д., Василенко Т. А., Слюсарев В. В., Фельдман Э. П.**

*ИФГП НАН Украины, Донецк/Украина*  
[slyusarev@mail.ru](mailto:slyusarev@mail.ru)

Целью данной работы является исследование пористой структуры ископаемого угля несколькими независимыми методами, а так же пористой структуры, разрушенной высоким давлением до 1,6 ГПа.

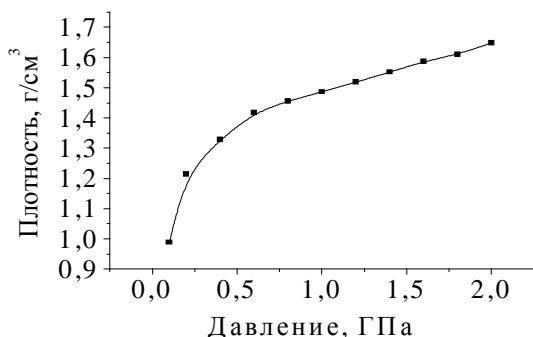
На сегодняшний день можно считать доказанным наличие в структуре ископаемого угля открытых и закрытых пор размерного уровня  $10^{-3}$ – $10^{-9}$  м. Закрытая пористость угля изучена с позиций адсорбции газов, разрушения высоким давлением и методик малоуглового рентгеновского и нейтронного рассеяния.

Образцы ископаемого угля марки Ж (кокс), шахты им. Засядько, пласт  $l_1$  исследовались пикнометрической методикой по ГОСТ 2160-92, методикой сорбции газов [1] и методом разрушения ископаемого угля высоким давлением [2]. Десорбция метана изучалась в углях измельченных до гранул 0,2–0,25 мм после насыщения их метаном в сорбционной камере при давлении газа 4 МПа.

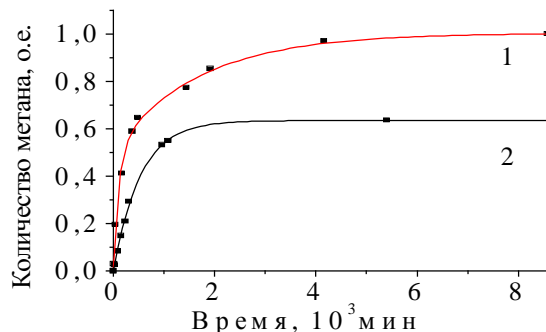
Эксперименты по пикнометрии дали значение кажущейся плотности образцов  $1,31 \text{ г/см}^3$ , для действительной плотности –  $1,37 \text{ г/см}^3$ . Таким образом, величина открытой пористости для этого угля составляет 4,6%.

Результаты исследований по разрушению угольных образцов высоким давлением приведены на рис. 1 в виде зависимости изменения плотности образцов от давления. Суммарная пористость, определяемая этим методом, составляет 26%. Закрытая пористость по сорбции составила 23,5 %. Значения общей пористости, полученные различными методами (26% и  $23,5\% + 4,6\% = 28,1\%$ ) близки и гораздо выше получаемых стандартными методами.





**Рис. 1.** Зависимость плотности угля от давления



**Рис. 2.** Кинетика десорбции метана из угля: 1 – исходный образец; 2 – образец после обработки высоким давлением

В исходном образце кинетика дегазации (1 на рис. 2) такая же, как и во всех каменных углях. Для образца угля после его обжатия (2 на рис. 2) существенно уменьшается сорбционная способность. Приложенное давление сильно уменьшает закрытую пористость.

Кинетика десорбции газа после обжатия угля указывает на отсутствие эффекта фильтрации газа. Наряду с закрытой пористостью происходит также уменьшение пористости открытой. Дегазация происходит путем диффузии молекул метана из угля или его десорбции с поверхности гранул. Сечение фильтрационных каналов, при этом, оказывается настолько большим, что наблюдение эффекта фильтрации становится невозможным.

1. Alexeev A.D., Feldman E.P., Vasilenko T.A. Alternation of methane pressure in closed pores of fossil coals. // Fuel 79 (2000). 939-943.
2. Василенко Т.А., Поляков П.И., Слюсарев В.В. Исследование физико-механических свойств углей при гидростатическом и квазигидростатическом давлении. // ФТВД, 2000, т. 10, №3.

## МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И НАГРУЗОЧНОЙ СПОСОБНОСТИ МФЛ ДЛЯ НАПРАВЛЯЮЩИХ ВТУЛОК СТОЕК АВТОМОБИЛЕЙ ВАЗ

Лазутова Е.Б.

ОАО «АВТОВАЗ», г. Тольятти, Россия

Для определения путей повышения нагрузочной способности и износостойкости металлофторопластовой ленты (МФЛ) для втулки направляющей были проведены комплексные исследования пары трения “втулка направляющая – шток передней стойки автомобиля ВАЗ”, исследовали металлофторопластовую ленту различных изготовителей.

По ряду показателей трения и изнашивания металлофторопластовые подшипники значительно превосходят металлы, позволяют снизить вибрационные и шумовые

эффекты. Но необходимо проверять, обеспечат ли подшипники требуемый срок службы, так как их нагрузочная способность сравнительно невелика.

Оценивали износостойкость и нагрузочную способность МФЛ в паре с контртелом - сегмент штока с хромовым покрытием - по методике, разработанной в лаборатории трения и смазочных материалов, на Специализированном стенде с возвратно-поступательным движением образцов. Данная методика задает условия испытаний пары трения наиболее приближенные к реальным, реализуя возвратно-поступательное перемещение образцов в зоне трения.

Величины износов образцов испытываемой ленты определялись весовым способом на аналитических весах ВЛР-200 с погрешностью 0,10 мг (при доверительной вероятности 90%).

После испытаний проводились металлографические исследования, анализ микроструктуры МФЛ.

В результате проведенных исследований были выявлены закономерности влияния структуры бронзового слоя МФЛ на износ и нагрузочную способность МФЛ, что позволяет оптимизировать свойства ленты путем предварительной подготовки структуры. В качестве основных факторов, влияющих на износостойкость металлофторопластовой ленты, были определены коэффициент сцепления бронзового порошка с основой и пористость бронзового слоя.

Разработан алгоритм оценки микроструктуры МФЛ, включая эталоны структур, и установлены критерии оценки ее качества для определения возможности последующего использования МФЛ.

Разработана методика проведения лабораторных триботехнических испытаний, позволяющая оперативно и адекватно оценивать нагрузочную способность предлагаемых вариантов пары трения «втулка направляющая – шток стойки амортизатора».

## **СТРУКТУРНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ**

**Авдейчик С. В., Струк В. А., Лиопо В. А., Кравченко В. И., Костюкович Г. А.**

*УО «Гродненский государственный университет имени Янки Купалы»,  
г. Гродно, Беларусь*

В современном машиностроении все большее применение находят композиционные материалы на основе термопластичных матриц с функциональными силикатсодержащими наномодификаторами: цеолитами, глинами, слюдами. Эффективность модифицирующего действия нанодисперсных и нанофазных силикатов зависит от сочетания различных факторов: состава частиц, их дисперсности, активности в процессах физико-химического взаимодействия, а также технологии введения в состав полимерной матрицы.

Специфической особенностью дисперсных силикатов является зарядовое состояние частицы, обусловленное особенностями кристаллохимического строения и технологий диспергирования. Наличие нескомпенсированного заряда у частиц наносиликатов, обуславливает протекание процессов структурирования полимерной матрицы в периферии по механизму адсорбционного взаимодействия активных центров наночастицы и макромолекулы. В результате структурирования в объеме композиционной матрицы формируется пространственная сетка упорядоченных агрегатов с

повышенными прочностными характеристиками, обуславливая армирующий эффект. Эффект упрочнения термопластичных матриц реализуется даже при относительно низких концентрациях силикатного модификатора, не превышающих 1 мас. %.

Важным обстоятельством достижения эффекта упрочнения при введении наносиликатов в конструкционные термопласты является достижение оптимальной величины нескомпенсированного заряда у частицы модификатора и сохранение его в технологически обоснованное время. При этом выбор технологии активации наночастицы зависит от функционального назначения полимерного композиционного материала и технологии активации наночастицы зависит от функционального назначения полимерного композиционного материала и технологии его переработки в изделия.

Разработана технология изготовления и переработки композиционных материалов на основе термопластичных матриц различного состава при использовании силикатсодержащих функциональных модификаторов.

В композициях на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ) частицы наносиликатов целесообразно локализовать на поверхности частиц матрицы. При температурном воздействии в процессе формирования изделия из нанокompозита ( $T = 280\text{--}350\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) происходит модифицирование граничного слоя, что обуславливает формирование пространственной структуры по всему объему изделия. Дополнительный эффект упрочнения достигается при спекании изделий в условиях всестороннего сжатия. В результате прочностные и триботехнические характеристики нанокompозита, содержащего не более 1 мас. % силикатного модификатора, увеличиваются в 2–3 раза по сравнению с материалами аналогичного состава, переработанных в изделия по традиционной технологии прессования и спекания.

При изготовлении длинномерных изделий из термопластичных композиционных материалов на основе полиолефинов эффективной оказалась технология формирования армирующих структур в процессе ориентационной вытяжки. Одноосная вытяжка изделия из исходной полиолефиновой матрицы обуславливает упрочнение вследствие формирования в объеме изделия упорядоченных структур, ориентированных в осевом направлении. Модифицирование полиолефиновой матрицы наносиликатными частицами приводят к образованию подобных структур по всему сечению изделия, вследствие чего происходит дополнительное увеличение прочностных характеристик и стойкости к абразивному изнашиванию. Разработанная технология эффективна при создании длинномерных изделий методом экструзии. При использовании метода литья под давлением эффект армирования проявляется в существенно меньшей степени, поэтому в состав композиционных материалов дополнительно вводят армирующие компоненты, преимущественно углеродные и стеклянные волокна.

Разработана двухстадийная технология изготовления и переработки силикатсодержащих композиционных материалов на основе термопластичных матриц. На первой стадии процесса получают армирующие компоненты на основе ориентированных стренг, полученных экструзией композиционного материала с наномодификатором. На второй стадии армирующие фрагменты вводят в базовую матрицу и перерабатывают методом литья под давлением. При этом сформированные на первой стадии упорядоченные структуры сохраняют ориентацию в процессе переработки и армируют термопластичную матрицу, а одинаковый состав связующего обеспечивает оптимальную термодинамическую совместимость наполнителя и связующего.

Разработанные составы композиционных функциональных материалов на основе модифицированных наносиликатами термопластов и технология их переработки защищены патентами Российской Федерации на изобретение.

## НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ТЕРМОПЛАСТОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ДИСПЕРСНЫМИ СИЛИКАТАМИ

Авдейчик С. В., Лиопо В. А., Струк В. А., Кравченко В. И., Костюкович Г. А.

*УО «Гродненский государственный университет имени Янки Купалы»,  
г. Гродно, Беларусь  
[aleks@grsu.grodno.by](mailto:aleks@grsu.grodno.by)*

Композиционные материалы на основе полимерных матриц, модифицированных силикатсодержащими нанофазными и нанодисперсными частицами, находят все большее применение в современном машиностроении для изготовления изделий различного функционального назначения. В качестве модификаторов комплексного механизма действия используют высокодисперсные частицы силикатных минералов слоистого, каркасного и цепочечного строения, отличающиеся по составу, структуре, технологии диспергирования и введения в полимерное связующее. Наибольшее распространение получили нанофазные частицы слоистых силикатов типа глины и слюды, а также нанопористые частицы цеолитов. Технология подготовки наносиликатных модификаторов основана на механохимическом активировании поверхностного слоя частиц и обработке компонентами с высокой адсорбционной активностью. Благодаря такой обработке создаются благоприятные возможности для физико-химического взаимодействия частиц силикатного наполнителя и полимерной матрицы. Технологическая обработка частиц способствует диффузии полимерных макромолекул в каркас с образованием интеркалированных и эксфолированных структур. При этом считают, что наибольший эффект модифицирования полимерных матриц дисперсными частицами наносиликатов возможен только при использовании в качестве модификатора ПАВ определенного состава. Вместе с тем, экспериментально установлен эффект зарядового состояния силикатсодержащих частиц различного состава и технологии диспергирования, которое вносит существенный вклад в кинетику физико-химических процессов на границе раздела «наполнитель-полимерная матрица». Наличие нескомпенсированного заряда у наночастиц обуславливает синергический эффект увеличения физико-механических, триботехнических и адгезионных характеристик.

Некомпенсированный заряд наночастиц может быть обусловлен особенностями кристаллохимического строения силикатного модификатора или технологией диспергирования макроблоков. Модельные представления о структуре полимерных нанокompозитов, основанные на существовании нескомпенсированного заряда, показывают, что модифицирующий эффект проявляется при небольших концентрациях силикатных частиц. Допинговое содержание наносиликатов формирует во всем объеме композита квазикристаллическую структуру с повышенными параметрами физико-механических характеристик.

Разработаны различные технологии формирования изделий из силикатсодержащих наноматериалов, основанные на создании ориентированных областей на границе раздела «наполнитель-матрица». Различные варианты реализации технологии переработки полимерных силикатсодержащих нанокompозитов учитывают особенности структуры, строения и теплофизических характеристик термопластов. Для полиамидов и полиолефинов эффективным технологическим приемом является введение силикатного модификатора связующего с последующим ориентирующим воздействием в процессе переработки. Для высоковязких матриц типа политетрафторэтилена и сверхвысокомолекулярного полиэтилена упрочняющий эффект реализуется

при сочетании модифицирования и формирования изделий в условиях всестороннего сжатия элементами технологической оснастки. Разработанные составы силикат-содержащих полимерных нанокомпозитов и технологии их изготовления и переработки защищены 20 патентами на изобретение.

## **МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОРИСТОСТИ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ**

**Даль Ю. М., Пронина Ю. Г.**

*Санкт-Петербургский государственный университет*  
[ymdahl@yandex.ru](mailto:ymdahl@yandex.ru), [july@www.spectec.ru](mailto:july@www.spectec.ru)

Большинство конструкционных материалов и сплавов имеют врожденную (обусловленную особенностями изготовления) пористость. Зарождение и рост несплошностей происходит также в процессе эксплуатации конструкций. Концентрация напряжений в окрестности указанных дефектов существенно влияет на прочностные характеристики тел. Повышение температуры или гидростатического давления способствует уменьшению среднего объема микропор в аморфных сплавах – их залечиванию.

Исследования, проведенные авторами [1], показали, что для многих аморфных материалов поры имеют форму, близкую к сферической. Поэтому в качестве простейшей модели в работе [2] рассмотрено нелинейно-упругое тело с шаровой порой, находящееся под действием гидростатического давления. Решение задачи дано в квадратурах в рамках деформационной теории пластичности. Проанализировано влияние геометрических размеров, величины приложенных нагрузок и упруго-пластических характеристик тела на деформацию поры. Построенные графики зависимости уменьшения объема поры от величины приложенного давления соответствуют экспериментальным данным [1].

Для удобства применения в практических расчетах предложено аппроксимировать зависимости свободного объема пор от температуры отжига, давления и времени его приложения с помощью логистических кривых Ферхюльста.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 05-01-00274)*

1. Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Кипяткова А.Ю. Пористость аморфных сплавов // Сб. Нелинейные проблемы механики и физики деформируемого твердого тела. Вып. 3. СПб., 2000. С. 194-207.
2. Даль Ю.М., Пронина Ю.Г. Напряженно-деформированное состояние тела с шаровой порой (нелинейное решение) // Актуальные проблемы прочности: сборник тезисов XLIV Междунар. конференции. Вологда: ВоГТУ, 2005. С. 124-125.

## ОСОБЕННОСТИ РЕГИСТРАЦИИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ В ИЗМЕРЕНИЯХ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ

Михайлов С. Б., Михайлова Н. А.\*, Попова И. С.

*Уральский государственный технический университет – УПИ,  
\*Уральская государственная академия путей сообщения, Екатеринбург, Россия  
[msb@mail66.ru](mailto:msb@mail66.ru)*

С целью изучения особенностей протекания температурного и деформационного мартенситного превращений в железо-хром-никелевых сталях определены четыре группы эффектов ТЗВТ и АЗВТ в температурном интервале протекания мартенситного превращения образцов сталей типа 07X16H6 после различных вариантов аустенитизации и тепловой стабилизации остаточного аустенита.

Измерения внутреннего трения (ВТ) проводились на прямом крутильном маятнике массивных образцов с 5-кратной рабочей частью диаметром 6 мм на частоте порядка 36 гц в диапазоне относительного сдвига  $\gamma = 2...400 \times 10^{-5}$ . Для подавления магнитоупругой составляющей использовалось насыщающее магнитное поле. ВТ измерялось при нагреве, охлаждении и в изотермическом режиме интервала температур 20...600 °С после нагревов рабочей части образцов в установке до 1000 °С. Изменение фазового состава контролировалось магнитными измерениями.

К первой группе эффектов ВТ ( $\gamma = 2..6 \times 10^{-5}$ ) можно отнести эффекты ТЗВТ температурного интервала мартенситного превращения после полной, либо частичной аустенитизации в сочетании с измерениями пика Финкельштейна–Розина и эффектов тепловой стабилизации мартенситного превращения. Анализ этих эффектов позволил предположить, что максимум ТЗВТ в температурном интервале мартенситного превращения исследованных сталей является отражением процессов изменения уровня внутренних напряжений, возникающих в процессе превращения.

Ко второй группе эффектов, возникающих на стадии деформационного возбуждения образца под замеры АЗВТ ( $\gamma = 2...400 \times 10^{-5}$ ), можно отнести температурные зависимости различия между формой первой и повторной огибающих виброграмм возбуждения в температурном интервале мартенситного превращения, дающие информацию о стартовых напряжениях и кинетике превращения.

Третья группа эффектов наблюдается при анализе традиционных кривых АЗВТ образцов с различным содержанием остаточного аустенита. При этом появляется возможность наблюдения эффекта «экранирования» высокопрочной мартенситной фазой деформационного воздействия на остаточный аустенит при содержании его менее 20% и «экранирование» аустенитной фазой (более 40%) информации о наличии в структуре мартенсита.

Четвертая группа эффектов АЗВТ проявляется при пластическом деформировании. Она наблюдается на начальных и конечных стадиях деформирования мартенситной матрицы, содержащей порядка 20 % остаточного аустенита. В данном случае стартовые напряжения деформационного мартенситного превращения контролируют предел текучести стали, а поперечное скольжение способствует снятию эффекта «экранирования» и интенсификации деформационного мартенситного превращения в остаточном аустените.

Полученные эффекты позволяют использовать методики внутреннего трения для описания мартенситных превращений в материалах. Они являются основой для описания процессов формирования механических свойств в сталях с высокопрочной матрицей и дисперсной деформационно-нестабильной второй фазой.

## ГЕТЕРОФАЗНЫЙ МЕХАНИЗМ ВИБРОПОГЛОЩЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ

Грачев С. В., Михайлов С. Б., Рабинович С. В., Михайлова Н. А.\*

*Уральский государственный технический университет – УПИ,*

*\* Уральская государственная академия путей сообщения,*

*Екатеринбург, Россия,*

[msb@mail66.ru](mailto:msb@mail66.ru)

Работа посвящена анализу механизмов поглощения энергии механической колебаний в высокоуглеродистых литейных инварных сплавах на основе никеля, нашедших широкое техническое применение. Все образцы были подвергнуты нагреву до температуры выше точки Кюри ( $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) с последующим медленным охлаждением с печью. Варьировались: температура нагрева, степень микропластического деформирования образцов кручением и вид выделений углерода – шаровидный либо пластинчатый графит.

Измерения температурно- и амплитуднозависимого внутреннего трения (ТЗВТ и АЗВТ) проводились на прямом крутильном маятнике массивных образцов с пятикратной цилиндрической рабочей частью диаметром 7 мм на частоте около 36 Гц с использованием насыщающего магнитного поля в температурном интервале от комнатной до  $500\text{ }^{\circ}\text{C}$  ( $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$  – ТО образцов), при регистрации затухания и частоты свободных крутильных колебаний.

Показано, что вибропоглощающие свойства исследованных литейных инварных сплавов наиболее существенным образом зависят от формы выделения графита. Так, при наличии пластинчатого графита, стабильно удавалось зафиксировать уровни демпфирования в пределах  $\Psi = 17..25\%$  для весьма широкого диапазона амплитуд измерения по относительному сдвигу  $\gamma = 10...200 \times 10^{-5}$ . При наличии шаровидной либо вермикулярной формы графита максимальный уровень поглощения не превышал  $\Psi = 1\%$ . Во всех случаях магнитоупругая составляющая затухания не были выше  $0,5\%$ .

После рекристаллизационных отжигов уровень низкоамплитудного затухания, даже в сплавах с пластинчатым графитом не превышал  $2\%$ . Однако, уже при малых амплитудах деформации измерения АЗВТ (порядка  $\gamma = 15...20 \times 10^{-5}$ ) в этих сплавах наблюдается резкое увеличение затухания, снижение которого возможно было только после использования рекристаллизационных отжигов.

Полученные данные позволили считать, что в исследованных высокоуглеродистых литейных инварах с пластинчатым графитом основной формой вибропоглощения является гетерофазный механизм формирования затухания механических колебаний. Высказано предположение, что при получении высокого уровня затухания, помимо микропластического деформирования матрицы структуры сплавов, могут играть дополнительную роль и другие механизмы поглощения, определяемые, в частности – распределением микронапряжений и протеканием мартенситных и магнитных превращений в микрообъемах исследованных сплавов.



# БЕЗЭТАЛОННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРОВ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ЯЧЕЕК КУБИЧЕСКИХ СТРУКТУР

Ткачёв С. П.

СамГТУ, Самара, Россия  
[physics@samgtu.ru](mailto:physics@samgtu.ru)

Решение многих научных и прикладных проблем физики твёрдого тела требует прецизионного определения размеров элементарных ячеек кристаллических структур. Случайные ошибки, обусловленные квантовой природой рентгеновского излучения, можно уменьшить до требуемого уровня, выбрав соответствующие условия эксперимента: интервал и число шагов сканирования, а также время набора импульсов в каждой точке. Систематические погрешности рентгеновской дифрактометрии возникают из-за несоответствия поверхности образца фокусирующей поверхности, эксцентриситета гониометра, проникновения рентгеновских лучей вглубь образца, вертикальной расходимости лучей, смещения нуля счётчика и т. д. Эти ошибки могут быть исключены аналитически, съёмками с эталоном, графически, методом наименьших квадратов или LRM-методом.

Для кубических сингоний возможно уменьшение систематических погрешностей с использованием  $K_\alpha$  и  $K_\beta$  – отражений [1] от одного и того же семейства атомных плоскостей. Однако погрешность метода пропорциональна межсинглетным расстояниям линий с одинаковыми индексами Миллера, которые определяются длиной волн  $K_\alpha$  и  $K_\beta$  – излучений и не могут быть изменены. Кроме того,  $K_\beta$  – отражения имеют низкую интенсивность.

Ниже показана возможность расчета размеров элементарных ячеек кубических структур с помощью монохроматического рентгеновского излучения. В расчётах используются расстояния между любыми линиями дифракционного  $K_\alpha$  – спектра, поэтому смещение счётчика из нулевого положения, возникающее при юстировке гониометра, не сказывается на погрешности конечных результатах.

Из квадратичной формы для кубической сингонии можно получить:

$$d_1 = \frac{\lambda}{2 \sin \delta} \left[ \left( \frac{\sqrt{h_2^2 + k_2^2 + l_2^2}}{\sqrt{h_1^2 + k_1^2 + l_1^2}} - \cos \delta \right)^2 + \sin^2 \delta \right]^{\frac{1}{2}} .$$

Здесь  $d_i$  – межплоскостное расстояние;  $h_i, k_i, l_i$  – индексы Миллера;  $\delta$  – угол между используемыми отражениями в масштабе  $\theta$ ;  $\lambda$  – длина волны характеристического излучения.

Размер элементарной ячейки определяется выражением

$$a = d \sqrt{h^2 + k^2 + l^2} .$$

1. Popovich S. An X-ray Diffraction Method for Lattice Parameter Measurements from Corresponding  $K_\alpha$  and  $K_\beta$  Reflexions. J.Appl.Crust. 1971.v. 4, part.3, p.240-241.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ НА ОСНОВЕ РЕЛАКСАЦИОННЫХ КРИТЕРИЕВ ЛОКАЛЬНОГО ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ

Левин Д. М., Чуканов А. Н.

*Тульский государственный университет, Тула, Россия,*  
[levin@physics.tsu.tula.ru](mailto:levin@physics.tsu.tula.ru)

Предложена модель, описывающая субструктурную деструкцию поликристаллических сплавов на основе  $\alpha$ -Fe [1]. В её основе – изменение динамики головных дислокаций плоских скоплений, взаимодействующих в микрообъемах пиковых напряжений. Обоснован новый тип неупругого эффекта, уникальность которого в избирательной реакции на изменение динамики только тех дислокаций, которые находятся в указанных микрообъемах. Действенность модели подтверждена экспериментально. Выявлен специфический (деструкционный) максимум в температурном спектре внутреннего трения (ВТ). Его параметры: (высоту, температуру, фоновое значение ВТ и энергию активации) использовали в качестве критериев локального предельного состояния (ЛПС) материала и начала микроразрушения.

Моделью прогнозировалась также сложная внутренняя структура развивающегося диссипативного процесса и зависимость отдельных элементов этой структуры от природы внешнего действующего фактора.

Работоспособность критериев ЛПС подтвердил анализ повреждаемости в ходе деформационного, коррозионного и комбинированного воздействий. Начало развития микроразрушения, фиксировавшегося по результатам металлографических и микромеханических исследований, полностью совпало с появлением и развитием деструкционного эффекта ВТ. Зависимости критериев ЛПС логично описывали стадийность развития деформационного упрочнения и последующей деструкции. Критерии ЛПС позволили выделить этапы процесса рассеяния, контролируемые различными по природе воздействиями. Определены условия, приводящие к превалирующему влиянию на диссипативный процесс силового или коррозионного факторов [2]. Разработаны регрессионные модели, связывающие критерии ЛПС с характеристиками механических свойств сталей и интенсивностью эксплуатационного воздействия.

Разработанный подход успешно применили для прогнозирования состояния сталей промышленных объектов. Анализировали поврежденность труб действующих продуктопроводов, а также тяжело нагруженных деталей подъемно-транспортного оборудования. Получены данные о кинетике развития водородной и усталостной повреждаемости [3]. Предполагается создать банк данных критериев ЛПС сталей, для разработки прогнозных моделей развития суб-, микро- и макроскопического разрушения промышленных изделий из них.

1. Левин Д.М., Чуканов А.Н., Муравлева Л.В. Внутреннее трение как мера локальной поврежденности металлических материалов//Известия РАН. Серия Физическая. - 2000.- Т.64 - № 9.- С. 1714 - 1717.
2. Левин Д.М., Чуканов А.Н. Влияние локализованных напряжений структурных дефектов на динамику дислокационных скоплений// The XXI International Conference «Relaxation Phenomena In Solids» (Voronezh, Russia, October 5 - 8, 2004).-С.45.
3. Левин Д.М., Чуканов А.Н., Беляев В.В. Дислокационная релаксация, индуцированная локальными напряжениями структурных дефектов// Деформация и разрушение материалов.- 2005.- № .2 – С.48.

## ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В ОЦЕНКЕ ДЕГРАДАЦИИ И ДЕСТРУКЦИИ СТАЛЕЙ

Чуканов А.Н., Чуканова А.А.

Тульский государственный университет, Тула, Россия,  
[chukan@iuc.tula.ru](mailto:chukan@iuc.tula.ru)

Развитие деградации и деструкции металлических сплавов железа описывали на основе комплексного анализа параметров эффектов, формирующих их спектр внутреннего трения (ВТ). За базовые принимали фиксируемые в температурном спектре неупругие эффекты, связанные с деградацией и деструкцией материала при различных внешних воздействиях.

Под деградацией структуры понимали: 1) изменение концентрации примесей внедрения (углерода, азота) в основном твердом растворе, иллюстрируемое эффектом Снука; 2) изменение подвижности дислокаций: образование дислокационных атмосфер, сегрегаций, выделений и 3) изменение морфологии фазовых выделений, формирующие эффект Снука–Кэ–Кестера; 4) зернограничное скольжение, отражающееся на высокотемпературном фоне ВТ. Деструкцию понимали как зарождение и развитие микро- и макронесплошностей (трещин), формирующее характерный неупругий эффект в зонах локализации внутренних напряжений у структурных дефектов и дефектов поврежденности [1,2].

Анализировали информацию, полученную при низко- (обратный крутильный маятник,  $f \sim 1 \text{ с}^{-1}$ ) и среднечастотных (резонансные изгибные колебания  $f \sim 1 \cdot 10^3 \text{ с}^{-1}$ ) измерениях амплитудных и температурных зависимостей внутреннего трения.

Идентифицировали фиксировавшиеся неупругие эффекты (деструкционный, Снука, Снука–Кэ–Кестера, зернограничный). Определяли их количественные (силовые и энергетические) параметры. Фиксировали закономерности их изменения от степени предварительного силового воздействия.

Проведенный для бинарных железо-углеродистых сплавов и промышленных малоуглеродистых сталей комплексный анализ параметров перечисленных неупругих эффектов совместно с характеристиками упругости (относительное изменение модуля упругости), данными микромеханических и рентгеноструктурных испытаний позволил увеличить информативности и качество описания происходящих в них микро- и макроструктурных изменений [1].

На основе получаемой информации составлены карты состояния материала (твердого раствора, наличия и критичности микронесплошностей). Описанный подход дает возможность более точно описывать механическое состояние материала. В частности, для деформированных образцов – фиксировали переход из области пластического в область пластико-деструкционного поведения.

Характеристики описанных неупругих эффектов предлагается использовать в качестве критериев соответствия уровня деградации и деструкции материала, при задании параметров ускоренных испытаний, которые должны максимально адекватно эмитировать эксплуатационные воздействия.

1. Левин Д.М., Чуканов А.Н. Влияние локализованных напряжений структурных дефектов на динамику дислокационных скоплений // The XXI International Conference «Relaxation Phenomena In Solids» (Voronezh, Russia, October 5 - 8, 2004).- С.45.
2. чуканов а.н. влияние деформационной поврежденности на параметры тонкой структуры и механическое состояние сталей // конденсированные среды и межфазные границы.- 2003. -т.5 - вып. 3. - с. 328 - 332.

## ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ВТУЛОК ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ ВНУТРЕННЕМ ПЛАКИРОВАНИИ ВЗРЫВОМ

Первухин Л. Б., Рихтер Д. В.

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН,  
Черноголовка*

Использование процесса сварки взрывом цилиндрических деталей при внутреннем плакировании имеет ряд преимуществ по сравнению с другими способами плакирования (дуговая наплавка, центробежное литьё). Так, толщина плакирующего слоя не связана с толщиной основного и может быть минимально допустимой по условиям эксплуатации объекта. Перспективно использовать сварку взрывом для создания подслоя меди на внутренней поверхности цилиндра для последующего нанесения композиции бронза – фторопласт методом порошковой металлургии. Основными требованиями к качеству плакированной заготовки являются: равномерная толщина и прочное соединение подслоя меди со сталью по всей поверхности и деформация цилиндра в пределах допуска на механическую обработку. В представленной работе теоретически и экспериментально исследованы особенности деформирования внутренних поверхностей цилиндрических изделий при их плакировании сваркой взрывом.

Методика исследований предусматривала теоретическое и экспериментальное определение уровня деформаций цилиндра заданной толщины при плакировании взрывом медью.

При теоретическом определении уровня деформации цилиндра расчётную величину энергии идущую на деформацию обечайки определяли из уравнений количества движения до сварки и после неё. В результате расчётов определили оптимальную толщину слоя меди, при котором обеспечивается минимальная деформация и прочное соединение стали с медью.

В работе экспериментально проведено:

- определение величины деформации цилиндра по длине и диаметру по традиционной технологии сварки взрывом с выработкой рекомендации по её совершенствованию;

- исследование качества нанесения по усовершенствованной технологии подслоя меди на цилиндр из стали 20Х13 с внутренним диаметром 160 мм, наружным 240 мм, высотой 160 мм.

В результате проведённых работ установлено:

- при сварке по традиционной технологии деформация по внутренней поверхности цилиндра значительно больше, чем по наружной и неравномерна по длине цилиндра;

- на внутренней поверхности на концевых участках цилиндра наблюдается течение меди и поверхностных слоёв стали в сторону свободной поверхности.

Для снижения деформации цилиндров в процессе плакирования было рекомендовано обеспечить свободный выход продуктов детонации из внутренней полости цилиндра, исключив технологическими приёмами свободное течение поверхностных слоёв. На основе рекомендаций была разработана технология плакирования взрывом медью внутренней поверхности цилиндров, которая обеспечивает равномерную деформацию по внутреннему диаметру цилиндра и образующей в пределах  $\pm 0,4$  мм. Сплошность сварки, определенная методом ультразвукового контроля, составила 100%. Дефектов в виде пор, трещин и посторонних включений в медном слое не обнаружено. Токарная обработка плакированных втулок не вызвала затруднений.

## ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Первухина О. Л., Первухин Л. Б., Рихтер Д. В., Куртесов А. А.\*

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН,  
Черноголовка  
\*МПП «Салют»*

Для соединения высокопрочных и инструментальных сталей используются методы сварки в твердой фазе, в частности, сварка взрывом, которая позволяет получать биметаллы. В настоящей работе приводятся результаты исследований структуры соединений инструментальной стали У8 с низколегированной сталью 40ХСН. Образцы для исследования отобраны из двухслойных плит изготовленных сваркой взрывом и подвергнутых импульсной обработке ударными волнами и термической обработке, горячей прокатке и отжигу, горячей прокатке и закалке. Были выполнены исследования механических свойств образцов, исследования структуры на оптическом и сканирующем электронном микроскопе, рентгеноструктурный анализ.

После сварки взрывом в зоне соединения сталей выявлена значительная пластическая деформация на глубину 0,5–1 мм в обе стали; соединение имеет волнообразный характер с шагом волн 1–2 мм; микротвердость зоны соединения в 2 раза превышает исходную.

После отжига при температуре 850 °С в стали У8 вдоль границы сварного шва выявлена обезуглероженная зона шириной 0,1 мм.

Исследовано изменение структуры сталей после различных видов взрывного нагружения и установлено, что взрывная обработка конструкционных и инструментальных углеродистых сталей при ударном давлении свыше точки фазового перехода приводит к фрагментации зерен феррита двойниками и дроблению пластинок цементита. Сочетание воздействия ударной волны и термической обработки приводит к перераспределению углерода, измельчению и изменению формы структурных составляющих. При последующем подкритическом нагреве происходит сфероидизация карбидной фазы. Выявлена взаимосвязь конфигурации ударной волны, величины давления и режима термической обработки. Установлено, что в результате диспергирования карбидной фазы сокращаются пути и увеличивается интенсивность диффузии, а в результате повышения дефектности пластинок цементита облегчается их дальнейшее растворение при отжиге.

Пластическая деформация биметаллических образцов при горячей прокатке с обжатием 50% не внесла существенных изменений в структуру соединения.

Наибольшие изменения структуры получены в образцах, подвергнутых горячей прокатке и закалке. Особенность закалки двухслойных сталей заключается в том, что они имеют существенно разные температуры закалки (У8 – 850 °С, 40ХСН – 920 °С). Для получения максимальной твердости составляющих биметалла использовали многостадийную закалку, включающую импульсную закалку токами высокой частоты. Исследование структуры и измерение твердости по всему сечению показало, что после такой многостадийной обработки в стали У8 обеспечивается высокая твердость до 600–700 кг/мм<sup>2</sup> и мелкое зерно. На границе соединения в узкой зоне имеется относительно мягкий слой с твердостью 300–400 кг/мм<sup>2</sup>, а в прилегающей к нему стали 40ХСН – тонкий слой с твердостью 500–580 кг/мм<sup>2</sup>. Твердость наружного слоя стали не превышает 360 кг/мм<sup>2</sup>, что связано с отжигом этой зоны при импульсной высокочастотной закалке.

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛА СТАЛЬ-ТИТАН, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ

Первухина О. Л., Олейников Д. В.\*

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения РАН*

*\*ООО «Институт биметаллических сплавов»*

Основная задача при создании технологии производства биметаллов – обеспечить прочное соединение слоёв без изменения их исходных свойств. Наиболее полно эта задача решается при использовании метода сварки взрывом. При получении биметаллов сваркой взрывом слои металлов, из которых они состоят, сохраняют свойства, которыми они обладали до соединения в биметалле.

Однако при производстве сваркой взрывом биметалла сталь–титан больших габаритов в сварном шве происходит образование хрупких включений, количество которых растёт по мере удаления от точки начала процесса, что ухудшает качество соединения, снижает прочность до нуля, а на расстоянии более двух метров появляются свищи, непривары, разрушение плакирующего слоя. В работах [1,2] теоретически и экспериментально установлено, что поведение титана при сварке взрывом связано с взаимодействием дисперсных частиц титана с кислородом и азотом воздуха в ударно сжатом газе впереди точки контакта. Развитие этих исследований с использованием метода ловушек позволило установить, что при сварке взрывом титана со сталью на воздухе происходит смена механизма высокоскоростного соударения с «твёрдый–твёрдый» на «мягкий–твёрдый». Это связано с развитием процессов горения частиц титана в ударно-сжатом газе в сварочном зазоре и преимущественным нагревом титана, вследствие его низкой теплопроводности, что приводит к неодинаковому изменению твердости свариваемых материалов впереди точки контакта. Вследствие этого кумулятивная струя впереди точки контакта формируется только за счет титана, при этом очистки поверхности стали кумулятивным процессом не происходит.

Замена в сварочном зазоре активного газа инертным исключает прямое горение дисперсных частиц в сварочном зазоре, что обеспечивает стабильный режим соударения свариваемых металлов по механизму «твёрдый-твёрдый». По технологии сварки взрывом в среде защитных газов были произведены двухслойные заготовки сталь-титан для ОАО «Калужский турбинный завод» размером 38 (30+8)х2700х2900 мм, результаты исследования структуры и свойств которых приводятся в докладе.

В частности, ультразвуковой контроль заготовок, полученных сваркой взрывом в среде инертного газа, показал 100% сплошность соединения слоёв. Прочность соединения, определенная в различных зонах листа: на срез – не ниже 150 МПа, на отрыв – выше 250 МПа. Структура зоны соединения волнистая без хрупких включений. Деформация в пределах допуска.

На основании проведенных исследований разработаны технические условия ТУ 27.81.09.009.2005 «заготовки двухслойные сталь-титан, полученные сваркой взрывом». Биметалл сталь-титан сертифицирован испытательным центром «ЦНИ-ИТМАШ-АНАЛИТИКА-ПРОЧНОСТЬ» сертификат соответствия №16 от 01.03.05.

1. Бердыченко А.А., Первухин Л.Б., Штерцер А.А., Злобин Б.С. О возможном возгорании выбрасываемых в зазор частиц металла при сварке титана взрывом // Физика горения и взрыва. - 2003. - Т. 39. - № 2. - С. 128-136
2. Бердыченко А.А. Первухин Л.Б., Олейников Д.В. Возможность протекания СВС процесса в виде теплового взрыва в сварочном зазоре на примере титана//Известия ВолгГТУ, межвуз. сб.науч. ст. №6 / ВолгГТУ. Волгоград, 2004 г. – С.65-70.

## **МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ГРАНУЛИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП741НП ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ С УЧЕТОМ ПОЛЗУЧЕСТИ**

**Шашурин Г. В., Хрущов М. М., Гасилов В. Ф.**

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва*

В работе рассматривается проблема кинетики трещин в высоконагруженных элементах конструкций из гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП в условиях длительного циклического нагружения при повышенных температурах.

Для описания развития усталостных трещин в условиях длительного циклического нагружения разработана специализированная модель разрушения гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП с массовыми начальными дефектами. Разработанная модель обладает следующими особенностями:

1. Учет специфики роста коротких трещин усталости при сложном циклическом нагружении.
2. Учет дополнительной повреждающей способности цикла нагружения на установившемся режиме при повышенной температуре.

С использованием разработанной модели проведено компьютерное статистическое моделирование процесса разрушения образцов из гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП с достаточно разреженными начальными полями полуэллиптических поверхностных трещин. При проведении расчетов в образце смоделировано неоднородное напряженное состояние, циклически изменяющееся с внешним нагружением. Для оценки критических размеров трещин используется двухпараметрический критерий прочности образца при квазистатическом повторном нагружении.

Проведенное моделирование позволило построить функции распределения ресурса образца в зависимости от параметров случайных полей начальной дефектности и условий нагружения. Особо исследован вопрос о влиянии выдержки в циклах при сложном нагружении на функции распределения ресурса образцов.

Работа может представлять интерес для разработчиков комплексов расчета надежности и ресурса гранульных турбинных дисков с начальной дефектностью.

*Исследование выполнено при поддержке РФФИ, проект № 05-08-33649-а.*

## **ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ КОРОТКИХ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ АБСОРБЦИОННОЙ МИКРОСКОПИИ**

**Гасилов В. Ф., Хрущов М. М., Шашурин Г. В.**

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,  
Москва*

Работа посвящена экспериментальному исследованию процессов зарождения и развития коротких усталостных трещин в образцах из тонких фольг методом рентгеновской абсорбционной микроскопии.



Для проведения экспериментальных исследований поставлены и решены следующие вопросы:

1. О разработке специальных образцов из тонких фольг (толщина до 100 мкм) с концентраторами напряжений различной формы: круговыми отверстиями диаметром от 0,1 до 2 мм и более, торцевыми надрезами U-образной формы и др.

2. О разработке специального нагружающего устройства, реализующего в образце комбинацию постоянного растяжения и циклического изгиба. Устройство позволяет реализовывать низко- и высокочастотное нагружение.

С помощью метода рентгеновской абсорбционной микроскопии удалось отследить зарождение и развитие вблизи концентраторов напряжений усталостных трещин размером от 50 мкм и выше.

По результатам измерений предполагается уточнить модель кинетики коротких поверхностных трещин усталости при сложном нагружении. Также предполагается продолжить работы с целью определения влияния керамических включений на зарождение и развитие усталостных трещин в гранулируемых никелевых сплавах.

*Исследование выполнено при поддержке РФФИ, проект № 05-08-33649-а.*

## **ОБЪЕМНОЕ НАНОСТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ПОРОШКОВ В ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ КАК ВОЗБУЖДЕННОЕ СОСТОЯНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА**

**Скаков Ю. А.**

*МИСиС, Москва*  
[skakov@kolhida.ru](mailto:skakov@kolhida.ru)

Условием образования нанокристаллического (или, точнее, *объемного* наноструктурированного) состояния является высокоэнергетическая деформация при достаточно низкой температуре, которая обеспечивает участие междоузельных атомов в диффузионных процессах и существенно ограничивает подвижность вакансий. Образование нанокристаллического состояния непосредственно предшествует реакциям механохимического синтеза. Нанокристаллическое состояние характеризуется особенно большим значением запасенной энергии деформации (по сравнению с деформацией по традиционным схемам), что создает термодинамическую возможность образования метастабильных фаз, например, таких, как аморфная (при энергии смещения  $\Delta u < 0$ ).

Представление о возбужденном состоянии исходного материала (смеси порошков компонентов) позволяет рассматривать генерацию междоузельных атомов и их движение (диффузию) как непрерывный процесс. Показано отсутствие заметного эффекта баллистической составляющей в диффузии. Значительная доля запасенной энергии, по-видимому, связана с большой концентрацией междоузельных атомов и, возможно, других конфигураций точечных дефектов. Впервые оказалась возможной их оценка по данным измерения периода решетки.

# ФОРМИРОВАНИЕ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ МЕ/ОКСИД В УСЛОВИЯХ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ МЕТАЛЛА

Муктепавела Ф., Бакрадзе Г.

*Институт физики твердого тела Латвийского Университета, Рига, Латвия*

[famuk@latnet.lv](mailto:famuk@latnet.lv)

Механические свойства границ раздела металл/оксид, процессы адгезии и формирования структуры являются определяющими для прогнозирования и успешного применения метал-керамических композитов и поэтому представляют значительный научный интерес. Большинство работ в этом направлении было в свое время проведено при достаточно высоких температурах, составляющих  $0,6-0,9T_{пл}$  металла. Межфазные границы таких разнородных по химическим связям тел при этом были сформированы за счет активации диффузионных процессов. Однако нельзя исключить возможность формирования прочных химических связей при низких температурах за счет механоактивации поверхности окислов при пластическом растекании металлов.

В данной работе исследована структурные и микромеханические свойства границ раздела в твердофазных соединений Al/SiO<sub>2</sub>, Al/MgO, Al/стекло, In/стекло, Mg/SiO<sub>2</sub> и т.д., полученных при пластическом растекании металла по поверхности оксида при комнатной температуре. Эксперименты по получению границ раздела были выполнены на атомарно-чистых поверхностях в высоком вакууме  $10^{-6}$  Pa ( $10^{-8}$  тор), по методике разрыв-скол-контакт. Исследования были проведены с использованием методов: АСМ, ВИМС, оптической микроскопии и микротвердомера ПМТ-3М с прецизионным нагружающим устройством позволяющим использовать нагрузки в широком диапазоне, начиная от 0,12mN и до 2N.

Результаты показали, что для металлов Pb, Sn Cd взаимодействие с поверхностями оксидов очень слабое, на уровне физической адсорбции, несмотря на высокую степень пластического растекания и создание структурных дефектов (дислокаций) в оксидах. Адгезия с формированием химических связей наблюдается только для металлов с высоким сродством к кислороду (Al, Mg, In), и только в регионах действия максимальных касательных напряжений, т.е. сдвиговых деформаций. Установлено, что в этих регионах перпендикулярно границе раздела формируется узкая ( $\approx 1 \mu\text{m}$ ), реакционная зона, в которой металл упрочнен, имеет наноструктуру ( $d = 50\div 200 \text{ nm}$ ) и характеризуется присутствием по глубине градиента кислорода.

Эффект механоактивации рассмотрен с позиций термодинамики химических реакций и формирования наноструктуры. Установлено, что главными факторами, определяющими активацию поверхности окислов, являются сдвиговые деформации, в результате которых возможно появление большого числа точечных дефектов и деструкция состояния катионно-анионного равновесия. Одновременно динамическое формирование наноструктуры со стороны металла создает предпосылки для ускоренной диффузии ионов кислорода по границам. Действительно, оценки на основе данных ВИМС по глубине распределения кислорода и данных изменения микротвердости по глубине для системы Al/стекло показали высокие значения коэффициента диффузии ( $\approx 2 \cdot 10^{-10} \text{ cm}^2/\text{сек}$ ). Для границ раздела ме/окисел формирование зоны деформационно-индуцированной диффузии является релаксационным процессом, обусловленным, однако, как показали результаты, не только структурным фактором, но и термодинамикой возможных химических реакций в ряду исследованных металлов.

## КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТЕЙ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В ДВУМЕРНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ КОМПОЗИТЕ

Старостенков М. Д., Попова Г. В., Полетаев Г. М., Коваленко В. В.\*,  
Синяев Д. В.\*

*Алтайский государственный технический университет, Барнаул*

*\* Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

Одним из направлений изучения механизмов диффузии при высоких температурах на микроуровне является компьютерный эксперимент. В настоящей работе исследуются температурные интервалы диффузионной стабильности двумерного композита, состоящего из слоев интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и  $\text{Ni}$ . Выбор двумерного варианта металлического композита является обоснованным, прежде всего потому, что и в объемных кристаллах диффузионные процессы реализуются вдоль плотноупакованных направлений, которые располагаются в плоскостях (111) ГЦК решетки. Двумерный кристалл является как бы разверткой таких плоскостей в объемном материале.

Компьютерный эксперимент выполнялся по методу молекулярной динамики, согласно которому скорости динамических смещений атомов при определенной температуре соответствуют распределению Больцмана. Начальное распределение векторов скоростей смещения атомов задается хаотически, при условии, что полный импульс системы не должен меняться. Распределение атомов  $\text{Al-Ni}$  интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  соответствовало распределению атомов в сверхструктуре  $L_{12}$ . В центре расчетного блока вдоль плотноупакованных рядов располагалось три слоя атомов чистого  $\text{Ni}$ , за пределами расчетного блока кристалл повторялся с помощью периодических граничных условий. Компьютерное моделирование заключалось в импульсном разогреве материала до определенной конечной температуры, выдержки его в течение 60 пс компьютерного времени и последующего быстрого охлаждения посредством диссипации энергии за пределы расчетного блока.

Было установлено, что температурные интервалы диффузионной стабильности двумерного металлического композита (111) ГЦК решетки  $\text{Ni}_3\text{Al-Ni}$  в отсутствие точечных дефектов простираются от 0 до 1750 К. Наличие одиночного точечного дефекта замещения не оказывает значительного влияния на структуру межфазной границы. При введении одиночной вакансии температура начала разрушения резко снижается. Начало диффузионной перестройки межфазной границы зависит от стартового расположения вакансий в металлическом композите. Если вакансия располагается в прослойке  $\text{Ni}$  или внутри интерметаллида, вплоть до третьего ряда относительно межфазной границы, разрушение межфазной границы имеет место при температуре 800 К. С повышением температуры возрастает влияние вакансий на разрушение межфазной границы, с удалением ее стартового расположения вглубь интерметаллида  $\text{Ni}_3\text{Al}$  относительно межфазной границы. На этих этапах в процесс разрушения межфазной границы вносят основной вклад вакансионный, краудинный и различные кольцевые механизмы. Наряду с разрушением межфазной границы происходит разрушение дальнего порядка в интерметаллиде, возрастающее с ростом температуры компьютерного эксперимента. При приближении температуры плавления к 1750 К дополнительно к этим механизмам возникают пары Френкеля, наблюдается нарушение дальнего порядка в системе и появление зародышей новых фаз. Подобные процессы могут иметь место и в объемных интерметаллических композициях.

## ЗАРОЖДЕНИЕ МИКРОТРЕЩИН ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ДВОЙНИКОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ КАЛЬЦИТА

Тялин Ю. И., Тялина В. А., Федоров В. А., Золотова Д. В.

*ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,*  
[feodorov@tsu.tmb.ru](mailto:feodorov@tsu.tmb.ru)

При деформировании кристаллов исландского шпата наблюдается образование кристаллографически ограненных полостей – каналов Розе. При этом можно выделить два морфологически отличающихся типа каналов. Каналы первого типа зарождаются между параллельными, а второго – пересекающимися двойниковыми прослойками. В настоящей работе рассмотрены особенности образования каналов первого типа (КР1) при множественном двойниковании кристалла и взаимодействии единичных упругих двойников.

Полисинтетические двойники получали статическим сжатием кристалла вдоль большой диагонали. При таком нагружении создается множество параллельных двойниковых прослоек. Каналы, образующиеся между ними, в сечении, как правило, имеют ромбовидную форму. При этом длина канала соответствует расстоянию между прослойками, а ширина – двойниковому сдвигу одной из них. Каналы с более сложным поперечным профилем (иррациональные КР1) формируются при выходе на их поверхности нескольких прослоек. КР1 пронизывают весь кристалл, они наблюдаются на любом сколе, параллельном поверхности образца, на которую они выходят. Толщина канала может уменьшаться, если к образцу приложить нагрузку, вызывающую раздвойникование кристалла. Отдельные каналы могут при этом закрываться. На следе залеченных каналов травлением выявляются строчки дислокационных ямок. Аналогичные картины травления наблюдаются и на сколах кристаллов, деформированных приложением большей внешней нагрузки. Очевидно, что в этом случае разрастание и объединение отдельных прослоек приводит к залечиванию каналов, образующихся на более ранних стадиях нагружения. Изучено распределение числа образующихся каналов от их длины. Установлено, что большая их часть имеет размеры до 30 мкм, а их максимальная длина ограничена значением порядка 100 мкм. Очевидно, это то характерное расстояние, начиная с которого параллельные прослойки перестают взаимодействовать.

Для создания упругих двойников использовался метод локального нагружения. Установлено, что при взаимодействии упругих двойников, развивающихся в параллельных плоскостях (110), КР1 зарождается, если расстояние  $h$  между их плоскостями становится меньше некоторого критического значения. Длина поперечного сечения канала в этом случае определяется расстоянием между взаимодействующими двойниками, а его глубина – шириной двойниковых прослоек. В экспериментах наблюдали зарождение УКР при  $h \leq 40$  мкм. Эта величина того же порядка, что и максимальный размер каналов, образующихся при множественном двойниковании. Дальнейший рост нагрузки после формирования КР1 приводит к выходу двойников и канала на поверхности кристалла и превращению его в сквозной канал. При снятии нагрузки упругие двойники выходят из кристалла, созданный ими канал залечивается. Оптических изменений в месте залечившегося канала не наблюдается, а травлением выявляется строчка дислокаций. Таким образом, обратимый характер пластической деформации может приводить и к обратимости разрушения, возникающего при двойниковании.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 05-01-00759).*

# ОСОБЕННОСТИ ГЕНЕРИРОВАНИЯ ДВОЙНИКУЮЩИХ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ ВИСМУТА СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКОЙ

Башмаков В. И., Чикова Т. С., Шавловская И. П. \*

*Гродненский государственный университет, Гродно, Беларусь,  
[chts@tyt.by](mailto:chts@tyt.by)*

*\*Мозырский государственный педагогический университет, Беларусь*

Более пятидесяти лет тому назад предложено несколько моделей источников двойникующих дислокаций, но ни одна из них до настоящего времени не нашла экспериментального подтверждения.

Эксперименты по изучению механического двойникования при индентировании плоскости спайности монокристаллов висмута алмазной пирамидкой Виккерса позволяют сделать некоторые заключения по поводу возбуждения и работы источников двойникующих дислокаций при наличии в кристалле предшествующего и сопутствующего скольжения. Монокристаллы висмута удобны тем, что при комнатной температуре и нагрузках 0,1–0,5 Н до 70% двойников в идентичных экспериментах зарождаются в одних и тех же местах у сторон и вершин отпечатков индентора. Можно полагать, что появление этих двойников вызвано концентраторами напряжений, обусловленными геометрическими особенностями алмазной пирамидки. При фиксированной ориентации индентора и активных плоскостей двойникования в монокристалле появляется уникальная возможность в большой серии однотипных экспериментов инициировать работу одних и тех же концентраторов напряжений, генерирующих двойникующие дислокации.

Изучено зарождение и развитие деформационных двойников, возникающих под действием ступенчато возрастающей сосредоточенной нагрузки в двух сериях экспериментов: при однократном воздействии алмазной пирамидкой на кристалл и при повторном индентировании в ту же лунку после промежуточной разгрузки. Эксперименты проводились при комнатной температуре и температуре жидкого азота. В основу анализа полученных результатов положены надежно установленные экспериментальные факты: а) диагонали отпечатка пирамидки характеризуют размеры зоны пластически деформированной скольжением при индентировании; б) двойниковая перестройка каждой кристаллографической плоскости производится одной двойникующей дислокацией; в) клиновидный двойник образуется совокупностью кристаллографических плоскостей, в которых начато, но не окончено двойникование; г) все двойникующие дислокации остаются на границах раздела между сдвойникованной и несдвойникованной частями кристалла. Все это позволило сделать следующие выводы.

1. Установлено минимальное значение диагонали отпечатка, начиная с которого в висмуте появляются первые деформационные двойники. Двойникование всегда начинается в наиболее искаженных скольжением областях у отпечатка пирамидки.

2. Выявлен диапазон нагрузок, в котором средние размеры деформационных двойников линейно растут при увеличении нагрузки. Плотность двойникующих дислокаций на границах раздела при этом остается постоянной  $\sim 10^4 \text{ см}^{-1}$ .

3. Генерирование двойникующих дислокаций в устье двойникового клина не зависит от того, свободна или застопорена вершина двойника. По мере работы источника двойникующих дислокаций среднее расстояние между дислокациями на границах раздела уменьшается на 2–3 порядка при условии отсутствия стоков двойникующих дислокаций внутри кристалла.

# СРАВНЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Табачникова Е. Д., Бенгус В. З.

*Физико-технический институт низких температур НАНУ, Харьков, Украина*  
[tabachnikova@ilt.kharkov.ua](mailto:tabachnikova@ilt.kharkov.ua)

Некоторые механические свойства аморфных металлических сплавов и ультрамелкозернистых кристаллических материалов имеют общие закономерности при низких температурах. Так, в интервале температур 300-4,2 К в ультрамелкозернистом Ti разной чистоты и в сплавах на основе Ti, приготовленных интенсивной пластической деформацией путем равноканального углового прессования [1], а также в целом ряде аморфных сплавов (как объемных, так и в лентах [2,3]) наблюдается:

1) высокий предел текучести и предел прочности, близкий к теоретической прочности материала; 2) термически активируемый характер пластической деформации [4].

При низкотемпературном сжатии или растяжении аморфных металлических сплавов обнаружено явление вязкого сдвигового разрушения путем катастрофического соскальзывания одной части образца относительно другой. Аналогичное явление наблюдается и при одноосном низкотемпературном квазистатическом сжатии образцов ультрамелкозернистого Ti и сплава ВТ-6. К характерным общим чертам явления разрушения можно отнести: 1) высокое разрушающее напряжение; 2) образование полосы катастрофического сдвига,двигающейся с околосвуковой скоростью и приводящей к высокому локальному разогреву материала; 3) одинаковая ориентация поверхности сдвигового разрушения, близкая к углу  $45^{\circ}$  по отношению к оси деформации; 4) наличие «венного» узора, выявляемого при электронно-микроскопических исследованиях.

Приведенные данные позволяют заключить: микромеханизмы сдвигового разрушения ультрамелкозернистого Ti и аморфных металлических сплавов являются сходными: происходит распространение сдвига зернограницными дислокациями в ультрамелкозернистого титане и их аналогами (дислокационноподобными дефектами), движущимися вдоль межкластерных границ, в металлических стеклах [5].

1. V.Z. Bengus, E.D. Tabachnikova, V.D. Natsik, J. Mishkuf, K. Csach, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, Low Temperature Physics, Vol. 28, N 11, (2002), 864 – 874.
2. V. Z. Bengus, E.D.Tabachnikova, J.Miskuf, K.Csach, V.Ocelik, W.L.Johnson, V.V.Molokanov, Journal of Materials Science, v.35, №17, (2000), 4449-4457.
3. V. Z. Bengus, E. D. Tabachnikova, S.E. Shumilin, Y. I. Golovin, M. V. Makarov, A. A. Shibkov, J. Miskuf, K. Csach, V. Ocelik, International Journal of Rapid Solidification, v. 8, (1993) 21-31.
4. E.D. Tabachnikova, V. Z. Bengus, V.D. Natsik, A.V. Podolskii, S. N. Smirnov, R.Z. Valiev, V.V. Stolyarov, I.V. Alexandrov, Proceedings of 2 Internatl Conf. on Nanomaterials by Severe Plastic Deformation: Fundamentals–Processing–Applications–NanoSPD2, Wien, Austria, Dec 9 – 13, 2002; J. Wiley VCH Weinheim (2004), 207-213.
5. V. Z. Bengus, E. D. Tabachnikova, On extending dislocation notions to the amorphous state of solids, Mater. Sci. Eng. A, v. 309-310 (2001) pp. 544-547.



# МАКРОСКОПИЧЕСКАЯ ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ С ГЦК СТРУКТУРОЙ. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ НАБЛЮДЕНИЯ И МОДЕЛИРОВАНИЕ

Старенченко В. А., Соловьева Ю. В., Лычагин Д. В.

*ТГАСУ, Томск, Россия*

[star@tsuab.ru](mailto:star@tsuab.ru)

Пластическая деформация неоднородна. Неоднородности пластической деформации проявляются на разных масштабных и структурных уровнях. Это связано, прежде всего, с существованием концентраторов напряжений разного масштаба. Микроконцентраторы связаны с неоднородностями в дефектной дислокационной субструктуре. Размеры их сопоставимы с характерными размерами субструктур. По мере возрастания масштабов субструктуры возрастают и размеры концентраторов напряжений. Возникают мезоконцентраторы. Размеры мезоконцентраторов могут быть значительными и в предельных случаях оказываются сравнимыми с размерами деформируемого образца в целом. В частности, такими мезоконцентраторами напряжений могут являться границы доменов пластической деформации. Наконец, макроконцентраторы определяются условиями взаимодействия образца с деформирующим устройством либо наличием макронеоднородностей на поверхности образцов. Концентраторы напряжений разных масштабов вызывают локализацию пластической деформации на разных масштабных уровнях.

В работе рассмотрена локализация пластической деформации, вызванная макроконцентраторами напряжений. Получены экспериментальные данные на монокристаллах  $Ni_3Ge$ ,  $Ni_3Al$ , чистых никеля, и меди. Имеет место локализация деформации, вызванная концентраторами напряжений.

Как в чистых металлах, так и в сплавах со сверхструктурой  $L1_2$  формируются полосы локализованной деформации, внутренняя структура которых отличается от структуры остальных областей кристалла. Внутри полос локализации формируются разориентированные субструктуры вплоть до формирования микрокристаллической структуры. Это свидетельствует о том, что формирование макроскопических полос локализации связано не с отдельным дислокационным механизмом, но со свойствами дислокационной субструктуры, следовательно, с механическими свойствами среды в области действия концентратора напряжений. В работе исследованы закономерности формирования полос локализованного сдвига в различных условиях деформирования: различные способы нагружения (активная деформация, ползучесть), различные температуры деформирования, различные ориентации монокристаллов.

Предлагается модель макроскопической локализации деформации сплавов со сверхструктурой  $L1_2$  и чистых ГЦК металлов.

В основу модели положена концепция упрочнения и отдыха, в рамках которой построены уравнения, описывающие кинетику дислокаций и субструктурных превращений. Показано, что в зависимости от сценария развития модели деформации микрообъема деформируемого тела возможны разные типы локализации под воздействием концентраторов напряжений.



# ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕРМИЧЕСКОГО И ДЕФОРМАЦИОННОГО ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ ПОРЯДОК–БЕСПОРЯДОК

Старенченко С. В.

ТГАСУ, Томск, Россия

[star@tsuab.ru](mailto:star@tsuab.ru)

Фазовые переходы разного типа регулируют свойства материалов. При этом происходит существенное изменение характеристик вещества. Одним из путей развития новейших технологий создания конструкционных материалов, является атомное упорядочение сплавов. При упорядочении можно получить оптимальный набор свойств. Использование упорядоченных сплавов в качестве конструкционных материалов привлекательно и по той причине, что изменение степени упорядоченности управляет свойствами материала и набором их качеств. Несмотря на то, что явление атомного упорядочения в сплавах исследовалось многие десятилетия, оно будет вызывать интерес долгое время, поскольку существует множество проблем, требующих своего решения и понимания.

В данной работе на основе экспериментальных результатов выявлены закономерности фазового перехода дальний порядок – ближний порядок и ближний порядок – дальний порядок, вызванных температурным и деформационным воздействиями в упорядочивающихся на основе ГЦК решётки бинарных сплавах со сверхструктурами  $L1_2$ ,  $L1_2(M)$ ,  $L1_2(MM)$ ,  $D1_a$ , имеющих наномасштабные домены. Выявлены механизмы этого превращения и роль АФГ в них.

Исследование температурного и деформационного ФП ДП-БП обнаружило их общность и различие. В обоих случаях переход от ДП к БП сопровождается увеличением степени дефектности сплава, которая увеличивается по мере увеличения степени воздействия, температурного или деформационного. Накопление дефектов в сплавах приводит к разрушению дальнего порядка в них. Особую роль при этом играют возникающие антифазные границы. Однако разная природа движущих сил превращения ДП-БП обуславливает особенности каждого типа фазового перехода. Существенное различие движущих сил определяет и различие механизмов появления новых доменных границ. Основные черты температурного и деформационного переходов порядок- беспорядок представлены в таблице.

Таблица. Основные черты температурного и деформационного ФП ДП – БП

	Температурное превращение	Деформационное превращение
1.	а) Гомогенное разупорядочение (дальний порядок) при $T < T_K$ б) Гетерогенное разупорядочение (дальний порядок + ближний порядок) при $T \leq T_K$	Гетерогенное разупорядочение - (дальний порядок + ближний порядок) при $\epsilon > 0$
2.	а) Отсутствует фаза с БП при $T < T_K$ б) Появляется фаза с БП при $T \leq T_K$	Появляется фаза с БП при $\epsilon > 0$
3.	а) $\langle D \rangle = \text{const}$ при $T < T_K$ б) $\langle D \rangle$ уменьшается при $T \leq T_K$	$\langle D \rangle$ уменьшается монотонно при $\epsilon > 0$ .

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ TiNi.

Андреев В. А., Афанасьев К. В.\*, Михайлов А. С.\*, Хусаинов М. А.\*

Промышленный центр «МАТЭКС», г. Москва. [andreev@mateks.ru](mailto:andreev@mateks.ru)  
\* Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого.  
[hma24@novsu.ac.ru](mailto:hma24@novsu.ac.ru)

Анализ промышленных образцов, взятых из проволоки, смотанной на последней операции, показал, что как после волочения обычно величина памяти формы не превышает 1,5–2,0%. Решение данной задачи может быть реализовано получением нормируемых механических свойств и памяти формы за счет формирования структурного состояния в технологической цепочке производства проволоки сплавов Ti (49,5–50)ат.%Ni.

В данной работе исследована связь между структурным состоянием проволоки, формирующейся при холодном или горячем волочении с её физико-механическими свойствами.

Исследования проводились на образцах проволоки диаметром  $d = 0,4$  мм и длиной 1000 мм в режиме предварительного термоциклирования  $30 \leftrightarrow 100^\circ\text{C}$  при времени нагрева и охлаждения 30 сек под постоянно приложенным напряжением растяжения от 30 до 200 МПа. Проволока, взятая из бухты, обладает высокими механическими свойствами ( $\sigma_T = 1070$  МПа,  $\sigma_B = 1102$  МПа), но низкими значениями памяти формы ( $\epsilon_{\text{ОПФ}} = 1,5\text{--}1,8\%$ ). Поэтому на первом этапе работы был выбран режим термообработки, реализующий однократный эффект памяти формы на уровне  $\geq 4\%$ . Им оказался отжиг при  $450^\circ\text{C}$ , 5–90 мин. После отжига четко выявляется фазовый предел текучести ( $\sigma^\Phi = 145$  МПа), снижаются уровни обычного предела текучести ( $\sigma_T = 315$  МПа) и предела прочности ( $\sigma_B = 955$  МПа) при существенном повышении величины возвращаемой деформации при отогреве.

Установлено, что при значениях приложенного напряжения  $\sigma \geq \sigma^\Phi$  имеет место высокая скорость термоциклической ползучести. На этой стадии остаточная деформация ( $\epsilon_{\text{ОСТ}}$ ) достигает величины более 2/3 от общего удлинения образца, а эффект обратимой памяти формы (ОПФ) не стабилизируется в течение многих циклов. На установившейся стадии ( $> 20$  ц) деформация ОПФ соизмерима с  $\epsilon_{\text{ОПФ}}$  при термоциклировании под напряжением  $\sigma < \sigma^\Phi$ . Обнаружено явление «заклинивания» обратимой памяти формы при  $\sigma = 200$  МПа, когда изменение температуры в заданном интервале ( $30 \leftrightarrow 100$ ) $^\circ\text{C}$  не сопровождается формоизменением образца. Накопленная остаточная деформация к этому периоду составляет 24,1%. Установлено также, что в результате предварительного термоциклирования при  $\sigma < \sigma^\Phi$  в течение 6–8 циклов обратимая память формы достигает больших значений ( $> 6\%$ ). После снятия предварительной нагрузки и продолжения термоциклирования при  $\sigma = 4$  МПа ОПФ снижается на 1,0–1,5% и стабилизируется. В этом случае наблюдается полностью обратимое изменение размеров образца. Данный результат представляется чрезвычайно важным с практической точки зрения.

В работе установлены общие закономерности формирования обратимой памяти формы при термоциклировании под напряжением. Определены оптимальные режимы обработки сплавов и уровень приложенных напряжений, обеспечивающие максимальный эффект обратимой памяти формы ( $> 5\%$ ) при малых значениях остаточной деформации на первых циклах.

## К ВОПРОСУ О ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ДИСЛОКАЦИЙ В ОБЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛАХ

Красильников В. В., Савотченко С. Е., Пархоменко А. А.\*

*БелГУ, Белгород, Россия,*

*\* ННЦ ХФТИ, Харьков, Украина*

[kras@bsu.edu.ru](mailto:kras@bsu.edu.ru)

При изучении механических, и, в первую очередь, прочностных свойств конструкционных материалов особую важность имеют исследования пластической деформации, определяемой скоростью движения дислокаций. Влияние точечных дефектов на скорость движения дислокаций изучается достаточно давно [1]. Тем не менее, остается недостаточно освещенным, и, в связи с этим, вызывающим особый интерес вопрос, касающийся динамики взаимодействующих дислокаций при учете влияния точечных дефектов радиационного происхождения, возникающих в результате облучения материала. В данной работе проводится изучение динамического поведения пары взаимодействующих между собой краевых дислокаций в облученном материале. Для этого предложена модель, в основе которой лежит система уравнений для смещений дислокаций:

$$m_1 \frac{\partial^2 u_1}{\partial t^2} + \delta_1 \frac{\partial u_1}{\partial t} - \chi_1 \frac{\partial^2 u_1}{\partial x^2} = b\sigma(t, \Phi) + \alpha u_1 u_2,$$

$$m_2 \frac{\partial^2 u_2}{\partial t^2} + \delta_2 \frac{\partial u_2}{\partial t} - \chi_2 \frac{\partial^2 u_2}{\partial x^2} = b\sigma(t, \Phi) + \alpha u_1 u_2.$$

Здесь ось  $Ox$  выбрана вдоль равновесного положения прямолинейной дислокации. Векторы Бюргера дислокаций параллельны оси  $Oz$ , в положительном направлении которой происходит скольжение дислокаций с постоянной скоростью  $V$ . Расстояние между плоскостями скольжения двух соседних дислокаций обозначим  $a$ . Далее,  $m_k$  – эффективная масса единицы длины  $k$ -й дислокации ( $k = 1, 2$ ),  $\delta_k$  – коэффициент трения  $k$ -й дислокации,  $\chi_k$  – коэффициент линейного натяжения  $k$ -й дислокации,  $\alpha$  – коэффициент взаимодействия дислокаций,  $b$  – длина вектора Бюргера. Влияние облучения характеризуется интегральным потоком падающих частиц  $\Phi$ , от которого зависят по определенным формулам коэффициенты данной системы уравнений. Внешнее напряжение  $\sigma(t, \Phi)$  обусловлено как облучением, так и влиянием точечных дефектов. В [2] была рассмотрена модель, описывающая динамику дислокаций при учете их взаимодействия друг с другом и хаотически расположенными на поверхности кристалла точечными дефектами, но не учитывающая облучение материала. Было показано, что взаимодействие дислокаций между собой приводит к модификации спектра дислокационных колебаний. В нем появляется щель, величина которой определяется расстоянием между дислокациями и упругими константами материала. При этом изменяется характер торможения дислокаций точечными дефектами, расположенными в объеме кристалла, причем зависимость силы торможения от скорости скольжения, концентрации точечных дефектов имеет немонотонный характер. Изучение особенностей динамики взаимодействующих дислокаций имеет особое значение в исследованиях движения межзеренных границ в кристаллах, поскольку эти границы представляют собой дислокационную стенку, в которой взаимодействие дислокаций достаточно сильное. Также важен учет взаимодействия дис-

локаций с потоками дефектов вдоль границ зерен при изучении диффузионно-контролируемых процессов и зернограничной диффузии в наноструктурных материалах.

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантов БелГУ.*

1. Хирт Дж., Лоте И. Теория дислокаций. // М.: Атомиздат, 1972. 597 с.
2. Малашенко В.В. // Физика и техника высоких давлений. 2004. Т.14. №2. С. 20-27.

## **ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА VT22**

**Рюмшина Т.А., Волкова Г.К., Лоладзе Л.В., Константинова Т.Е.**

*Донецкий физико-технический институт НАН Украины,  
[ryumshina@donapex.net](mailto:ryumshina@donapex.net)*

Благодаря удачному сочетанию удельного веса, прочности и жаростойкости, титановые сплавы имеют широкое применение в различных областях промышленности, особенно в авиационной и космической технике. Хотя титановые сплавы достаточно хорошо изучены, возможности улучшения их свойств еще далеко не исчерпаны. В последнее время возрастает интерес к субмикро- и наноструктурным состояниям, которые могут обеспечить сочетание высоких пластических и прочностных свойств в материалах. Добиться значительного уменьшения размеров структурных элементов можно, создавая в материале большие или интенсивные пластические деформации с помощью высокого давления [1].

В настоящей работе с помощью методов оптической микроскопии (ОМ), рентгенофазового анализа (РФА), измерения твердости проведено исследование структуры сплава VT22 (Ti–5Al–5Mo–5V) после горячей винтовой экструзии (ГВЭ), т.е., при продавливании образцов жидкостью высокого давления сквозь специальную матрицу, обеспечивающую поворот образца вокруг своей оси на 60° при температуре 650 °С.

Исследования структуры материала после ГВЭ показали, что в материале прошла интенсивная пластическая деформация, которая неоднородно распределена по сечению образца: от незначительной в центре до максимальной на краях, где истинная деформация достигает  $\epsilon = 0,7$ . Распределение деформации по сечению позволяет наблюдать все стадии пластического деформирования: от накопления изгибов в исходном  $\beta$ -зерне, благодаря движению дислокаций и формирования стенок, до разрушения зерен на разориентированные фрагменты с дальнейшим их деформированием и поворотом вдоль направления деформирования. При больших деформациях наблюдаются узкие вытянутые зерна, имеются также области пластического течения.

РФА показывает, что одновременно с деформированием происходит изменение фазового состава сплава. После ГВЭ в однофазном 100%  $\beta$ -сплаве выделяется 55%  $\alpha$ -фазы. В сплаве, прошедшем аналогичное термическое воздействие без экструзии (контрольная обработка), доля выпавшей  $\alpha$ -фазы составила 51%, которая выделилась в виде эллиптических частиц размером ~5 мкм. При совместном действии температуры и деформации (ГВЭ) морфология выделяющихся частиц второй фазы существенно изменяется. Вторая фаза выпадает частично в виде пластин мартенсита

деформации, однако большая часть  $\alpha$ -фазы выпадает в виде мелкодисперсных выделений размером около 300 нм.

Благодаря наличию наночастиц второй фазы, изменяются механические свойства сплава. Если после контрольной термообработки твердость возрастает на 33% (по сравнению с исходным однофазным 100%  $\beta$ -состоянием), при практически полном отсутствии пластичности, то после ГВЭ при небольшом росте твердости на 11% пластичность сплава значительно возрастает. Влияние ГВЭ на структуру и свойства сплава обусловлено совместным действием температуры и схемы напряженного состояния при деформировании, позволяющих реализовать в материале большие пластические деформации.

1. Nanostructured Materials by High-pressure Severe Plastic deformation. NATO Science Series II, Vol.212, (2005).

## **МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ СИСТЕМ С ЭЛЕМЕНТАМИ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ**

**Волков А. Е.**

*Санкт-Петербургский государственный университет*  
[vokov@smel.math.spbu.ru](mailto:vokov@smel.math.spbu.ru)

Рассмотрена методология расчета колебаний в системах, содержащих упругие элементы и элементы с памятью формы. Механическое поведение элемента с памятью формы описывается с помощью микроструктурной модели, учитывающей основные закономерности мартенситного превращения: его многовариантность; равновесие термодинамических сил, влияющих на превращение; переориентацию мартенсита; пластическую аккомодацию несовместной фазовой деформации и связанное с ней образование полей микронапряжений. Модель описывает все основные деформационные эффекты в телах с памятью формы: пластичность превращения, ферропластичность, возврат деформации при обратном превращении, псевдоупругость, генерацию напряжения, обратимую память формы. Рассмотрено использование элементов с памятью формы, включенных в колеблющуюся механическую систему, как активных или пассивных средств управления низкочастотными колебаниями и как изолирующих устройств, препятствующих распространению вибрации. Показано, что в первом случае выбором управляющего теплового воздействия можно эффективно ослаблять или усиливать колебания, а во втором – путем подбора рабочей температуры – добиваться ослабления колебаний в выделенной подсистеме, в частности, осуществлять защиту конструкций от землетрясения.

## РАЗРАБОТКА ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВОЧНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Попов П. В., Перфилов В. А.

[postmaster@vgasa.ru](mailto:postmaster@vgasa.ru)

Повышение износостойкости рабочих органов деталей машин и механизмов возможно на основе знания процессов, происходящих в изнашиваемом слое под воздействием абразивов.

К критериям изнашивания, на основе которых выбирается химический структурный состав сплава, относят среду и условия изнашивания, а также применяемые материалы. Согласно этим критериям, состав для наплавки должен удовлетворять следующим требованиям: матрица должна быть прочной, твердые частицы, вкрапленные в матрицу – твердые. Большое внимание уделяется формам и размерам зерен. Прочность матрицы достигается введением Mo, Cr, В, С, V с образованием карбоборидных соединений. Данные наплавочные композиции отличаются высокой хрупкостью. Высокая хрупкость наплавки связана с неоднородностью напряженного состояния в области твердых зерен, что вызывает возникновение поворотных моментов и концентраторов напряжения. Микропластические сдвиги в зонах концентраторов часто ведут к нарушению сплошности материала. Нарушение структуры кристаллической решетки приводит к снижению уровня межатомной связи, как в самой наплавочной композиции, так и у границы «основа – наплавочный материал». При нагружении твердого сплава высокие пиковые напряжения приводят к зарождению трещины в стыках зерен и связке. В результате сплав при небольших внешних напряжениях имеет хрупкий характер разрушения.

Решение проблемы создания надежных и эффективных наплавочных композиций, имеющих заданные физико-механические и эксплуатационные свойства, достигается путем разработки материала, в котором равномерно распределенные в матрице твердые частицы могут деформироваться без нарушения сплошности материала. При этом зерна карбоборидов имели бы возможность деформироваться, не соприкасаясь со смежными зернами твердой фазы. Этого можно добиться созданием материала, в котором матрица обладает высокими прочностными и упругими свойствами. К матрицам с высокими демпфирующими и прочностными характеристиками [1], имеющим большие значения показателей обратимой упругой деформации, относят сплавы с термоупругими мартенситными превращениями. Среди них специалисты [1, 2] отмечают бинарный сплав на основе Fe–Mn. Введение бора в матрицу способствует упрочнению матрицы за счет вытеснения углерода бором из искаженных участков кристаллической решетки железа с образованием связи Me-B [3]. Часть вытесненного углерода идет на образование карбидов повышающих прочностные характеристики матрицы, другая часть – на образование сложных карбоборидов, повышающих износостойкость твердых частиц.

Таким образом, в работе рассмотрен вопрос создания высокоизносостойких наплавочных композиций с твердыми частицами, вкрапленными в прочную матрицу обладающую высокими демпфирующими свойствами.

1. Воынова Т.Ф. Высокомарганцовистые стали и сплавы. – М.: Металлургия. 1988. - 343с.
2. Богачев И.Н., Еголаев В.Ф. Структура и свойства железомарганцовистых сплавов. М.: Металлургия, 1973. -296с.
3. Гринберг Е.М., Чирикова Ф.В. Влияние малых добавок бора на величину и температуру положения пика Сноэка в железе / Вопросы металловедения и физики металлов. – Тула, 1977, С.58-61.



## СТРУКТУРНАЯ МЕХАНИКА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ – ТЕОРИЯ И ПРИМЕНЕНИЕ

Туманов Н. В.

Центральный институт авиационного моторостроения (ЦИАМ), Москва,  
[tumanov@ciam.ru](mailto:tumanov@ciam.ru)

Для обеспечения прочностной надежности высоконапряженных конструкций, эксплуатация которых связана с интенсивными циклическими нагрузками, необходим достоверный прогноз развития усталостных трещин. Его основой является понимание механизмов разрушения, действующих на фронте усталостной трещины и определяющих ее кинетику. Традиционные подходы механики разрушения, базирующиеся на моделях бесструктурного континуума, не позволяют достичь такого понимания. Настоящая исследовательская программа основана на представлении о локализации пластической деформации в виде структур на фронте усталостной трещины, в рамках которых развиваются процессы разрушения. При этом используются общие закономерности формирования критических (предшествующих разрушению) деформационных структур [1,2] и применяются следующие принципы:

- 1) элементы симметрии микрорельефа поверхности разрушения являются общими элементами симметрии деформационной структуры материала на фронте трещины (критической деформационной структуры) и механизма разрушения;
- 2) стадийность кинетики усталостных трещин (КУТ) обусловлена эволюцией критической деформационной структуры и механизма разрушения.

Наряду с соображениями размерности и симметрии, при реконструкции недоступных для прямого наблюдения процессов деформации и разрушения на фронте усталостной трещины используются результаты расчетно-экспериментальных исследований, объединяющих электронно-микроскопический фрактографический анализ трещин и расчеты на трехмерных моделях напряженно-деформированного состояния деталей с трещиной на различных этапах ее развития. Разработана теория высокоэнергоемкого механизма периодического расслаивания–разрыва (МППР), действующего на фронте усталостных трещин на втором участке кинетической диаграммы «скорость роста усталостной трещины  $V$  – размах коэффициента интенсивности напряжений  $DK$ » [3]. В рамках этой теории на основании фундаментального критерия разрушения (условия разрыва межатомных связей перед фронтом трещины) получена определяющая кинетическая зависимость  $V$ - $\Delta K$ .

Предложенные методы применены для реконструкции и прогнозирования развития усталостных трещин в дисках компрессора и турбины авиационных двигателей [4]. Показано, что: 1) устойчивый рост усталостных трещин в высоконапряженных зонах дисков при повторно-статическом нагружении обусловлен действием МППР; 2) экспериментальные кинетические зависимости  $V$ - $\Delta K$  для дисков близки к кинетическим зависимостям, полученным на основании теории МППР.

1. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. М., Металлургия, 1986, 224 с.
2. Панин В.Е., Лихачев В.А., Гриняев Ю.В. Структурные уровни деформации твердых тел. Новосибирск, Наука, 1985, 229 с.
3. Туманов Н.В. Механизм устойчивого роста усталостных трещин. // Механизмы разрушения и деформации. (Сборник трудов XXXV семинара «Актуальные проблемы прочности»). В 2-х томах. Т. 1. Псков, 1999, с. 307-314.
4. Туманов Н.В., Лаврентьева М.А., Черкасова С.А. Реконструкция и прогнозирование развития усталостных трещин в дисках авиационных ГТД. // Конверсия в машиностроении. 2005, № 4-5, с. 98-106.



## ОБРАТИМЫЕ И НЕОБРАТИМЫЕ ДЕФОРМАЦИИ В МАТЕРИАЛАХ С КАНАЛАМИ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ

Андронов И. Н.

Отличительной чертой материалов с каналами мартенситной неупругости является их способность демонстрировать большие обратимые деформации в процессе циклического изменения величин термодинамических параметров, ответственных за протекания фазового перехода. В качестве термодинамических параметров как могут, выступать такие величины как температура –  $T$ ; механические напряжения  $\sigma_{ij}$ ; гидростатическое давление –  $p$ ; напряженности электрического и магнитного полей  $E_i$  и  $H_i$ . Считается, что изменение названных параметров обеспечивает изменение фазы согласно соотношения Клаузиуса-Клапейрона [1], что и приводит к обратимому изменению фазы и соответствующих деформационных откликов. Величины деформационных откликов обратимого формоизменения зависят от уровня действующих напряжений и числа циклов. Как правило циклирование осуществляют путем изменения температуры. Причем эксперименты показывают, что справедливы, следующие дифференциальные неравенства  $d\varepsilon_o/d\sigma \geq 0$ ;  $d^2\varepsilon_o/d\sigma^2 \leq 0$  и  $d\varepsilon_o/dN \geq 0$ ;  $d^2\varepsilon_o/dN^2 \leq 0$ ; где  $\varepsilon_o$  - обратимые деформации обусловленные эффектами памяти формы и пластичности превращения имеющими место в процессе термоциклирования;  $\sigma$  - действующее напряжение;  $N$ - число циклов. Однако, согласно экспериментальным данным процессы термоциклирования, сопровождаются не только обратимыми деформациям, но имеют и необратимые составляющие деформации проявляющиеся как в процессе термоциклирования под нагрузкой  $\varepsilon_{ТП}$  - деформации термоциклической (неизотермической) ползучести (ТП), так и в разгруженном состоянии  $\varepsilon_{НФ}$  - деформации необратимого теплового формоизменения (НФ). Деформации ползучести, как правило, направлены в сторону внешней нагрузки и для них справедлива система следующих дифференциальных неравенства  $d\varepsilon_{ТП}/d\sigma > 0$ ;  $d^2\varepsilon_{ТП}/d\sigma^2 > 0$ ;  $d\varepsilon_{ТП}/dN > 0$ ;  $d^2\varepsilon_{ТП}/dN^2 < 0$ . Если от процесса термоциклирования под нагрузкой перейти к термоциклированию в свободном состоянии то, как правило возникает эффект обратной памяти формы (ОПФ), характеризуемой обратимой деформацией -  $\varepsilon_{опф}$ . Для деформации  $\varepsilon_{опф}$  справедливы следующие дифференциальные неравенства  $d\varepsilon_{опф}/d\sigma \geq 0$ ;  $d\varepsilon_{опф}/dN \approx 0$ . Кроме того, как отмечалось выше, часто появляется деформационный эффект необратимого теплового формоизменения -  $\varepsilon_{НФ}$  направленный, как правило, в сторону, противоположную предшествующей нагрузке. Для деформации необратимого теплового формоизменения будет справедливо следующее соотношение  $d\varepsilon_{НФ}/dN < 0$ . Вышесказанное свидетельствует о том, что при описании деформационного поведения в материалах с каналами мартенситной неупругости наряду с обратимыми деформациями, обусловленными собственно фазовым переходами -  $\varepsilon_o$ , следует так же учитывать необратимые деформации, обусловленные ТП и НФ, что особенно важно при проектировании сложно функциональных механизмов многофазового действия, таких как, например, “мартенситные двигатели”, подъемные устройства, тепловые реле. Предлагаемые дифференциальные неравенства могут быть использованы при феноменологическом описании деформационного поведения материалов с каналами мартенситной неупругости. Приведенные выше соотношения для термоциклирова-

ния, могут быть обобщены на случаи, механоциклирования, бароциклирования, электроциклирования и магнитоциклирования.

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно - аналитическая теория прочности. Изд. Санкт-Петербург. 1993. 471 с.

## ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИИ В ПЛОСКИХ ЗАДАЧАХ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ

**Прозорова Э. В.**

*С.-Петербургский государственный университет,*  
[prozorova@niimm.spbu.ru](mailto:prozorova@niimm.spbu.ru)

Основным предположением теории, предложенной Эрингеном, является то, что материальные точки в объеме  $\Delta V + \Delta S$  находятся в состоянии однородной деформации относительно центра масс. Выводы были сделаны при рассмотрении материалов, обладающих некоторой зернистой и волокнистой структурами. В этом случае из-за перераспределения и относительных деформаций микроэлементов центр масс может перемещаться. Теория получила название теории моментных напряжений и развивалась позднее в работах В.А. Пальмова, А.Г. Горшкова, Э.И. Старовойтова, А.В.Яровой, В.М. Левина, С.Е. Канауна и других исследователей. Однако классические уравнения теории упругости выведены без учета вращений внутри элементарного объема и без влияния границы, возмущающей исследуемый объем. При больших градиентах компоненты тензора напряжений на противоположных сторонах элементарного объема могут значительно отличаться, что также приведет к перемещению центра тяжести и вращению элементарного объема. Скорость вращения будет зависеть от перепада силы и расстояния между сторонами объема. Величиной, отвечающей за указанный эффект, является изменение момента в элементарном объеме. Эффект будет проявляться более ярко при малых радиусах кривизны, т. е. вблизи концов трещин, шероховатостей, острых кромок. Дополнительная сила существенно работает при разрушении хрупких тел, особенно на углах нагруженных образцов. Кроме того, изменение энергии можно выразить через изменение кривых нагрузка-перемещение может быть выражено через податливость, представляющую произведение обобщенного перемещения на обобщенную силу. По размерности эта величина совпадает с размерностью момента.

В данной работе продолжены исследования уравнений равновесия сил для частных задач с учетом сил, обусловленных изменением момента силы. Для бесструктурных частиц предлагается не вводить новых модулей и ограничиться обычным модулем сдвига, так как не появляется новых размерных параметров. Ранее на примере задачи о кручении и изгибе был проведен анализ роли дополнительных слагаемых. Здесь обсуждаются особенности постановок плоских и осесимметричных задач модифицированной теории упругости. Предлагается механизм ветвления трещин, связанный с изменением направления действия равнодействующей обычной и дополнительной сил.

1. E.V. Prozorova, "Influence of dispersion in mechanics," Seventh International Workshop on Nondestructive testing and Computer Simulations in Science and Engineering ., Proceedings of SPIE. 2003, Vol.5400, pp.212-219.

## НЕКОТОРЫЕ ЗАДАЧИ О ПРОЧНОСТИ И ЖЕСТКОСТИ МИКРОПОЛЯРНЫХ БАЛОК, ПЛАСТИН И ОБОЛОЧЕК

Саркисян С. О., Мутафян М. Н., Никогосян Г. С., Фарманян А. Ж.

*Гюмрийский государственный педагогический институт. Армения.*

Современное состояние микромеханики и наномеханики намечает весьма перспективный путь методами механики континуумов исследований структуры и свойств реальных металлов и конструкционных материалов. Микрополярная (несимметричная, моментная) теория упругости в настоящее время трактуется как базовая модель тел с микроструктурой. Упрощенные одномерные и двумерные модели типа балок, пластин и оболочек (со свободным вращением и со стесненным вращением) являются основными моделями при изучении задач микромеханики и наномеханики.

В данной работе на основе прикладных одномерных и прикладных двумерных теорий микрополярных балок, пластин и оболочек [1] изучены некоторые конкретные задачи об определении напряженно-деформированных состояний в указанных тонких телах. Рассматривается задача изгиба микрополярной балки и цилиндрический изгиб микрополярной пластинки. Рассматривается также задача о микрополярной круговой цилиндрической оболочке (осесимметричный случай). Во всех этих задачах считается, что нагрузка – силового характера, которая равномерно распределена; граничные условия – либо имеет место условия шарнирного опирания, либо, жесткого защемления. Для всех рассматриваемых задач получены решения замкнутого характера и доведены до получения окончательных численных результатов.

Расчеты показывают, что прикладная одномерная теория микрополярных балок и прикладная двумерная теория микрополярных пластин и оболочек со свободным вращением имеют место при весьма малых размерах указанных тел. В связи с этим, на наш взгляд, теория тонких тел со свободным вращением должна представлять интерес при изучении проблем микро- и нанобрусьев, микро- и нанопластин и оболочек. Для того же фиксированного микрополярного материала теория тонких тел со стесненным вращением применима при более больших геометрических размерах тел по сравнению с размерами по теории со свободным вращением. В теории тонких тел со стесненным вращением характерно то, что жесткость балок, пластин и оболочек значительно выше их классической жесткости, и, следовательно, для указанных тонких тел прогибы и максимальные значения силовых определяющих напряжений значительно меньше, чем их значения по соответствующей классической теории. При более массивных размерах (для того же фиксированного материала) результаты теории со стесненным вращением и классической теории становятся весьма близкими.

1. Sargsyan S. H. On some Interior and Boundary Effects in Thin Plates Based on the Asymmetric Theory of Elasticity// Lecture Notes in Applied and Computational Mechanics. Vol. 16/ Theories of Plates and Shells. Critical Review and New Applications. Springer. 2004. p. 201-210

## К ОПРЕДЕЛЕНИЮ «ЭФФЕКТИВНЫХ ТЕМПЕРАТУР» ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРУЕМОГО ТВЕРДОГО ТЕЛА

Баяндин Ю. В., Леонтьев В. А., Пермяков С. Л., Наймарк О. Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

[Lab13@icmm.ru](mailto:Lab13@icmm.ru)

Исследования закономерностей пластического деформирования металлов тесно связаны с описанием неравновесных процессов в мезоскопической дефектной подсистеме, определяющей механизмы структурной релаксации. Структурные переходы в ансамблях мезоскопических дефектов имеют выраженные признаки так называемой «медленной динамики», типичной для процессов, далеких от равновесия и для которых «условия термализации» и определение «температуры неравновесного состояния» является предметом интенсивного изучения. Возможный вариант ответа на этот вопрос связан с обобщением Флуктуационно-Диссипативной Теоремы (ФДТ) для систем, далеких от равновесия. Нарушение «равновесной» версии ФДТ для неравновесных систем с медленной динамикой (так называемых «стареющих» систем – «aging systems»), типичным представителем которых являются коллоидные стекла, широко обсуждается в литературе. Используя обобщения ФДТ в [1] введено определение «эффективных температур» для стационарных неравновесных систем, используя величины отклика (корреляций) и термодинамической температуры. Близкое по смыслу определение было введено в [2] для нестационарных «стареющих» систем (стекол).

В настоящей работе, следуя [3], предложено обобщение ФДТ для деформированного твердого тела. Исследовались образцы меди на чистый сдвиг, поверхность которых после деформирования исследовались на интерферометре-профилометре NewView 5000, позволяющем получать трехмерную структуру поверхности с вертикальным разрешением порядка 1 нм и горизонтальным разрешением – 1 мкм. ФДТ была переформулирована так, чтобы можно было для двух образцов, деформированных до близких, но различных величин напряжений течения, определить восприимчивость и разницу корреляций по полученным профилям поверхностей. Данная формулировка позволила определить для масштабов характерных деформационных структур, меньших размера зерен (75 мкм) температуру близкую к температуре проведения эксперимента. Для больших масштабов получена другая температура, связанная, по-видимому, с зеренной структурой металлов. Для апробации предложенной методики определения эффективных температур предполагается провести аналогичные эксперименты на монокристаллическом алюминии, что, по мнению авторов, позволит определить температуры для существенно неравновесных структур в металлах.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 04-01-97514-р\_офи)*

1. P.C. Hohenberg and B.I.Shraiman, Chaotic behavior of an extended system, Physica D, 1989, V.37, P.109-115.
2. L.F.Cugliandolo and J.Kurchan, Analytical solutions of the non-equilibrium dynamics of long-range spin glass models, Phys.Rev.Lett, 1973, V.71, P.173-176.
2. З.О.Б.Наймарк, Ю.В.Баяндин, В.А.Леонтьев, С.Л.Пермяков. О термодинамике структурно-скейлинговых переходов при пластической деформации твердых тел. Физическая мезомеханика, 2005, т.8, №5, с. 23-29.

## ФОРМИРОВАНИЕ АРМИРУЮЩИХ СТРУКТУР В СТАЛЯХ ПОНИЖЕННОЙ ПРОКАЛИВАЕМОСТИ

Костюкович Г. А., Кравченко В. И., Кипнис М. Е., Дудко В. Т.

*ОАО «Белкард»,  
УО «Гродненский государственный университет имени Янки Купалы»,  
Гродно, Беларусь*

Стали пониженной прокаливаемости (ПП) – это конструкционные стали, имеющие более низкую прокаливаемость по сравнению со стандартными углеродистыми конструкционными сталями при одинаковом содержании углерода. Необходимость создания таких сталей возникла в связи с разработкой метода поверхностной закалки при глубинном нагреве (ОПЗ). Для снижения прокаливаемости в состав сталей ПП при заданном содержании углерода и уменьшенном содержании марганца, кремния, хрома, никеля вводили легирующие элементы (алюминий, титан и др.), образующие труднорастворимые нитриды и карбиды, тормозящие рост зерен аустенита и служащие центрами кристаллизации при перлитном превращении.

Исследованы особенности структуры, прочностных и триботехнических характеристик деталей универсального шарнира карданных валов наземного транспорта, изготовленных из стали пониженной прокаливаемости 60ПП. При применении для термической обработки индукционного нагрева с оптимальными температурами нагрева и отпуском при 150–180 °С обеспечиваются высокие показатели статической прочности и износостойкости. Закаленные подобным образом изделия (крестовины карданного вала), обладают оптимальным сочетанием ударной вязкости и твердости при высоком пороге хладноломкости. Сопоставление показателей стали 60ПП и цементуемых сталей типа ХГТ, Х2Н4А при одинаковых условиях термообработки свидетельствует в пользу сталей пониженной прокаливаемости.

Изделия из закаленной ОПЗ стали 60 ПП имеют высокий предел усталостной прочности, что обусловлено образованием упрочненного слоя большей толщины по сравнению с цементируемым слоем. Металлографический анализ модельных образцов из стали 60ПП, подвергнутой ОПЗ, свидетельствует об образовании градиентных структур, обеспечивающих повышенную прочность и износостойкость приповерхностного слоя крестовины и необходимую ударную вязкость срединной части шипа.

Разработана технология промышленного изготовления деталей карданного вала из стали 60ПП с применением метода ОПЗ. Технология термообработки и конструкции карданных валов с деталями из сталей пониженной прокаливаемости защищены патентами Российской Федерации, Республики Беларусь, Украины, США на изобретение. На протяжении ряда лет осуществляется промышленный выпуск карданных валов с деталями из стали 60ПП, что позволяет обеспечить потребности в таких агрегатах ведущие предприятия автотракторного и сельскохозяйственного машиностроения в странах СНГ, в т. ч. БелАЗ, ВАЗ, УралАЗ, КамАЗ и др.

# О МЕХАНИЗМАХ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ МОЩНЫХ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ В ПРИРОДНЫХ МИНЕРАЛАХ-ПОЛУПРОВОДНИКАХ (МАГНИТНЫЙ ПИНЧ-ЭФФЕКТ)

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

*Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия*

[bunin\\_i@mail.ru](mailto:bunin_i@mail.ru)

Основная цель применения высоковольтной импульсной техники и наносекундной электроники большой мощности в процессах переработки упорного благороднометалльного минерального сырья состоит в повышении эффективности дезинтеграции тонковкрапленных минеральных комплексов, селективном раскрытии сростков минералов для обеспечения доступа выщелачивающего раствора к тонкодисперсным частицам благородных металлов при снижении энергозатрат на предварительное механическое измельчение руды, замене энергоемких и экологически опасных процессов окислительного обжига и автоклавной технологии вскрытия концентратов. Возможные механизмы дезинтеграции частиц минералов при воздействии мощных наносекундных импульсов с фронтом ( $\sim 1-5$  нс), длительностью ( $\sim 10-50$  нс) и с высокой напряженностью электрической компоненты поля  $E$  ( $\sim 10^7$  В/м) обуславливаются процессами электрического пробоя вмещающей минеральной матрицы, возникновения термомеханических напряжений на границе раздела минеральных компонент с различными термомеханическими и электрофизическими свойствами, нетепловым поглощением электромагнитной энергии частицами благородных металлов (скин-эффект) и др.

Рассмотрена реакция минеральных сред на воздействие импульсов внешнего электрического поля, а именно, возможность магнитного сжатия тока в образцах естественных полупроводников (пирита, арсенопирита) при приложении импульсов высокого напряжения. Показано, что при определенных условиях, зависящих от свойств вещества, сжатие тока собственным магнитным полем (магнитный пинч-эффект) облегчает переход в стадию теплового электрического пробоя, приводящего к механическому разрушению вещества. Роль магнитного сжатия зависит как от свойств вещества (в частности, от подвижности носителей тока), так и от размеров образца и длительности импульса тока. Для мелкодисперсных минеральных сред (образцы минералов в виде частиц крупностью менее 1 мм), вследствие высокой проводимости полупроводника на поверхности каждой частицы за время, меньшее времени действия импульса напряжения, накапливается поверхностный заряд, компенсирующий приложенное электрическое поле. Электрический пробой между частицами порошка способствует поддержанию разрядного тока и усиливает роль магнитного сжатия.

Рассмотрена возможность пробоя промежутков между частицами пирита. Показана возможность двух эффектов: (а) пробой на поверхности частиц приводит к локальному взрывному выделению энергии в промежутках между частицами. Пробой "межчастичного" промежутка приводит к поверхностному разрушению частиц пирита (растрескиванию, локальному оплавлению). (б) Формирование каскада межчастичных пробоев в межэлектродном пространстве генератора импульсов (сквозной пробой) и создание сквозного канала, в котором выделяется большая часть энергии. Ток в сквозном канале возрастает и создает условия, как для магнитного, так и для теплового пинчевания с последующим разрушением частиц пирита. Во всех случаях наиболее вероятно прохождение каналов тока через места локализации мик-

ро- и нано включений благородных металлов в частицах сульфидов, что повышает эффективность их раскрытия.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты - №№ 05-05-64039-а и 06-05-96082-р-восток-а).*

## СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ НАГРУЖЕНИЙ

**Дронов В. С.**

*Тулский государственный университет, Россия,  
[ptm@tsu.tula.ru](mailto:ptm@tsu.tula.ru)*

С развитием научно-технического прогресса к конструкционным материалам предъявляются требования увеличения удельной прочности. Сегодня это требование дополняется условиями использования материаловосберегающих и биоохранных технологий. В последнее десятилетие наряду с использованием высокопрочных умеренно легированных сталей мартенситного класса значительный интерес проявляется к разработке и промышленному использованию высокопрочных азотосодержащих аустенитных и аустенито-мартенситных сталей.

Рассматриваются легированные стали одного класса прочности  $\sigma_B > 1500$  МПа: мартенситные низкоотпущенные стали со средним содержанием углерода и аустенито-мартенситная азотосодержащая сталь с карбонитридным дисперсионным упрочнением. Приведены результаты усталостных испытаний сталей при симметричных циклах изгиба с вращением корсетных образцов и образцов с надрезами в диапазоне числа циклов до разрушения от кило- до гигациклового. Кривые усталости аппроксимировали в форме степенных зависимостей  $\sigma_i^m N_i = C_n$  по  $n$  участкам, в пределах которых экспериментальные значения имели наибольший показатель адекватности. Кривые усталости корсетных образцов в рассматриваемых диапазонах испытаний имеют монотонные зависимости с одним участком для каждой испытанной стали, что отличает испытания надрезанных образцов, имеющих разрывы монотонности в виде переломов кривых. Для аустенито-мартенситной стали выявлены два перелома кривой усталости верхний  $\sigma_{пк}^в$  и нижний  $\sigma_{пк}^н$ , разделяющих область ограниченной долговечности на долговечность с малым (до  $3 \cdot 10^5$ ), средним (от  $3 \cdot 10^5$  до  $10^6$ ) и большим (выше  $10^6$ ) числом циклов. Для мартенситных сталей обнаружен только нижний перелом  $\approx (0,8 \div 1,2) 10^4$  циклов.

Показано, что наличие переломов кривых усталости и их положение связано с уровнем интенсивности напряженного состояния и степенью развития пластических зон в вершине надреза. Положение  $\sigma_{пк}^н$  обусловлено переходом от локальных пластических деформаций в отдельных структурных элементах к общей деформации напрягаемого объема в вершине надреза. Свидетельством этого обстоятельства является достижение первой компонентой напряженного состояния в вершине концентратора напряжений величины условного предела текучести  $(0,91 \div 0,93) \sigma_{0,2}$ . С увеличением прикладываемых нагрузок при испытаниях выше перелома  $\sigma_{пк}^н$  в аустени-



то-мартенситной стали, обладающей достаточно высокой пластичностью ( $\delta = 21\%$ ) размер пластической зоны в вершине надреза увеличивается, одновременно получают развитие процессы упрочнения и структурных перестроек (возрастает микротвердость в окрестности концентратора напряжений). В этих условиях формируется верхний перелом кривой усталости  $\sigma_{\text{пк}}^B$ . Для мартенситных сталей с малой пластичностью ( $\delta = 7\%$ ) второй перелом не был обнаружен.

В работе приведено гомологическое сравнение кривых усталости и получены зависимости для коэффициентов чувствительности к надрезу в зоне ограниченной долговечности. Полученные зависимости подтверждают факт прироста долговечности со снижением величины эффективного коэффициента концентрации напряжений при развитии зоны пластичности.

## **УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В РЕЖИМАХ МНОГОСЛОЙНОЙ ПРОКАТКИ**

**Коджаспиров Г. Е., Наумов А. А.**

*Санкт-Петербургский Государственный Политехнический Университет,  
Россия*

- При многоэтапной многослойной прокатке металл подвергается сверх большим деформациям и, соответственно, испытывает сверх сильное упрочнение.
- Целью работы являлась оценка влияния оригинального метода теплой прокатки, похожего на многоэтапную пакетную прокатку (МПП), на упрочнение листового металла при различных условиях прокатки.
- В качестве материала для исследования была выбрана IF-сталь, микролегированная карбидообразующими элементами, которую прокатывали по данной технологии на лабораторном стане.
- В результате прокатки сформировалась ультрамелкозернистая структура и резко возросла прочность стали, (предел текучести вырос в 2–5 раз, по сравнению с исходным состоянием).
- Преимущества данного метода перед остальными упрочняющими процессами заключаются в его высокой производительности и применимости к заготовкам больших размеров.
- Процесс не требует специального оборудования, так как пакетная прокатка широко применима в производстве металлов с покрытием; соответственно, он перспективен для внедрения в промышленности.
- Применение многоэтапной пакетной прокатки с теплой деформацией обеспечивает сверхсильное упрочнение листа из IF-стали.
- Предложенный метод является перспективным для реализации в промышленности, в частности, для получения автомобильного листа.

# АГРЕГАТНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПЕРВИЧНЫХ ОЧАГАХ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Васильев Л. С.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия  
[uds@pti.udm.ru](mailto:uds@pti.udm.ru)

В очагах разрушения твердых тел концентрируются высокие уровни растягивающей гидростатической нагрузки, обусловленные действием локальных концентраторов напряжений, во много раз усиливающих влияние внешнего механического воздействия. В этих условиях кристаллическая решетка твердого тела может потерять устойчивость к сохранению дальнего порядка. В результате становятся возможными структурно-фазовые превращения, приводящие к частичной и даже полной потере порядка расположения атомов, локализующиеся вблизи очагов разрушения или мест их зарождения.

Атомное разупорядочение решеточной структуры может существенно ограничивать возможности использование традиционных модельных представлений о зарождении и развитии очагов разрушения. В частности, возникают определенные ограничения на применение понятий решеточных дефектов (дислокаций, дисклинаций, точечных дефектов и т.п.), поскольку в очагах разрушения решетка может не существовать совсем, полностью теряя дальний порядок расположения атомов. В этой связи возникают определенные сомнения в корректности использования многих дислокационных моделей при описании зарождения и развития очагов разрушения.

Поскольку большинство из этих моделей являются основными для всей теории прочности, анализ их корректности с точки зрения теории – устойчивости кристаллической решетки – представляется актуальным.

Целью работы является исследование структурно-фазового состояния твердых тел в очагах разрушения.

Устойчивость атомного упорядочения в рамках кристаллической решетки является одним из основных предметов теории структурно-фазовых превращений конденсированного вещества. Общие требования этой теории, в основном, сводятся к тому, что полный анализ структурно-фазового состояния при любом термомеханическом воздействии на определенную атомную структуру следует проводить, предварительно построив соответствующую диаграммы равновесных фазовых состояний исследуемой системы. На рис. 1 показана схема такой диаграммы для условного вещества координатах  $p$ – $T$  ( $p$  – давление,  $T$  – абсолютная температура).

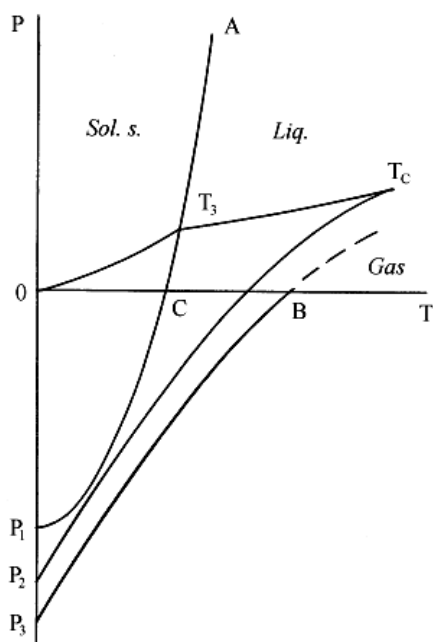


Рис. 1. Диаграмма равновесных состояний вещества в условиях термомеханического нагружения.

Сплошные линии указывают границы существования агрегатных состояний вещества при наличии свободных поверхностей и сжимающей гидростатической нагрузке. Из диаграммы видно, что при  $p < 0$  (при растяжении) области существования твердой (*Sol.s*) и жидкой (*Liq*) фаз существенно зависят от температуры и давления. Про-

цесс деформирования полностью определяет эти параметры, а, следовательно, им полностью определяется и состояние вещества в очаге разрушения.

Методами микроскопической теории и термодинамики квазиравновесных систем в работе определены положения линий равновесия «твердое тело-жидкость» (линия  $P_1-A$ ), спинодали испарения жидкой фазы (линия  $P_2-T_C$ ) и спинодали испарения твердой фазы (линия  $P_3-B$ ) при сильном растяжении вещества. На основании этого показано, что еще до образования первичных очагов разрушения вблизи концентраторов напряжений могут протекать процессы локального плавления и сублимации твердой фазы.

## **ПРОБЛЕМА РАСШИФРОВКИ АКУСТИЧЕСКИХ СИГНАЛОВ В ВОДОРОДОСОДЕРЖАЩИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ**

**Бурнышев И. Н.\*, Васильев Л. С., Лыс В. Ф.\***

*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия  
\*Институт прикладной механики УрО РАН, Ижевск, Россия,*

К числу наиболее перспективных физических методов исследований относится метод ультразвукового (УЗ) зондирования конденсированных сред. С его помощью можно надежно определять многие физико-механические свойства материалов и характеристики протекающих в них процессов. УЗ-методами успешно исследуются процессы выделения и растворения избыточных фаз, пластического деформирования и разрушения, возврата, деформационного старения и т.п. Применение этих методов позволяет изучать различные релаксационные явления в материалах при больших скоростях нагружения, высоких давлениях и температурах.

В последнее время УЗ стали широко применять для исследования проблем водородной хрупкости коррозии металлов и сплавов. При использовании УЗ-метода появляется возможность получения экспериментальных данных о взаимодействии неравновесных дефектов структуры твердого тела (дислокаций, межфазных и межкристаллитных границ, пор, микротрещин и т.п.) с тепловыми колебаниями кристаллической решетки и примесными атомами. Это дает возможность оценить вклад неравновесных дефектов в прочностные и коррозионные свойства металлов. Однако в водородосодержащих средах эту информацию не всегда удается получить в чистом виде. Как правило, после зондирования, принимаемые УЗ-сигналы искажены в результате процессов взаимодействия с атомами водорода, являющимися легкоподвижной примесью внедрения. Поскольку примесное затухание упругих волн зависит от частоты, то в конечном итоге спектр принимаемого УЗ-сигнала может быть значительно деформирован.

В работе исследуются процессы взаимодействия продольных УЗ-волн с примесью водорода с целью изучения зависимости параметров их затухания от частоты колебаний.

Методами микроскопической теории рассмотрены особенности динамического поведения атомов водорода в кристаллической решетке металла в поле действия УЗ продольной волны. Показано, что возможный механизм водородного затухания волны может быть представлен следующей схемой.

В равновесном состоянии все атомы водорода равномерно распределены по наиболее термодинамически выгодным междоузлиям определенного типа (в более общем случае возможно равновесное распределение по междоузлиям разных типов).

УЗ-волна нарушает равноправие однотипных междоузлий, разделяя их на два класса, по-разному деформированных ею. Это приводит к тому, что атомам (или ионам) водорода становится выгодно сосредотачиваться только в одном из классов однотипных междоузлий. Поскольку атомы водорода обладают высокой подвижностью, они легко перемещаются в поле упругой волны, занимая наиболее выгодные для себя позиции в кристаллической решетке металла. В результате УЗ-волна будет вынуждена совершать определенную работу по перемещению атомов водорода, что приводит к ее интенсивному затуханию

В работе получены кинетические уравнения, определяющие динамику перемещения атомов водорода по междоузлиям кристаллической решетке металлов и сплавов в полях упругих напряжений, генерируемых произвольным источником. Эти уравнения применены к исследованию частотной зависимости амплитудного затухания УЗ-сигналов.

## **КЛАССИФИКАЦИЯ АКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ДВИГАТЕЛЕЙ И РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ИХ ВЫБОРУ**

**Крахин О. И., Щетинкин Д. А.**

*Московский авиационный институт*

В зависимости от характера движения рабочего органа и величины рабочего усилия форма активного элемента (АЭ) может быть различной. На практике получили распространение простейшие, технологичные формы, в которых используется продольная деформация, изгиб или кручение, а также их сочетание.

Эффективность АЭ и, соответственно, термомеханического привода определяется величиной произведённой удельной работы, т.е. работы, отнесённой к единице объёма АЭ.

Максимальное использование энергоёмкости сплава в АЭ (и, следовательно, снижение его массы и габаритов) достигается при однородном напряжённо-деформированном состоянии и однородном температурном поле по сечению и длине АЭ. Однородное напряжённо-деформированное состояние реализуется в случае продольной деформации. Однородность температурного поля связана со способом нагрева. Так как никелид титана обладает низкой теплопроводностью, относительно однородное температурное поле по сечению достигается при нагреве АЭ путём пропускания через него электрического тока.

Поступательное движение наиболее просто реализуется с помощью элемента в виде проволоки. Его целесообразно использовать при рабочих усилиях  $P$  до 2000 Н и величине рабочего хода  $S$  примерно 30 мм, что составляет 0,05...0,06 длины проволоки. Нагрев проволоки целесообразно осуществлять за счёт омического сопротивления, что позволяет, как отмечалось выше, обеспечить равномерный нагрев по сечению. В зависимости от интенсивности нагрева могут быть получены скорости примерно в пределах 0,2...50 мм/с. При больших значениях усилий ( $P = 2000...20000$  Н) может быть использован элемент, выполненный в виде трубы. Его нагрев осуществляется другими способами, например, с помощью спирали, расположенной на наружной или внутренней поверхности трубы, через которую пропус-

кается электрический ток. Для обеспечения равномерного прогрева по сечению толщина стенки трубы не должна превышать 2...3 мм.

При больших значениях рабочего хода ( $S = 50...1000$  мм) наиболее компактным является АЭ в форме цилиндрической витой пружины. Её длина в начальном состоянии в 2...5 раз меньше (пружина растяжения) или больше (пружина сжатия). Эти элементы могут быть рекомендованы для рабочих усилий до 1000...3000 Н. Их нагрев, как и проволочных элементов, можно осуществлять непосредственно электрическим током, получая примерно такие же скорости перемещения.

При значении усилий  $P = 10000...300000$  Н может использоваться АЭ сильфонного типа или элементы в форме усечённой конической оболочки. Такие АЭ позволяют обеспечить рабочий ход  $S = 5...400$  мм, что составляет примерно 0,4 их длины в недеформированном состоянии. Их нагрев осуществляется электрической спиралью, токами Фуко или с помощью ТЭМО. В последнем случае достигается эффективный нагрев и охлаждение АЭ, что позволяет увеличить быстродействие при циклической работе.

Непосредственно вращательное движение обеспечивается с помощью АЭ в форме стержня, работающего на кручение. Развиваемый крутящий момент обычно не более 50 Нм при угловом ходе до 3600.

При нагреве с помощью электрического тока, пропускаемого через стержень могут быть получены скорости срабатывания до 1800/с. При больших значениях крутящего момента (до 1000 Нм и более) АЭ выполняется в форме трубы с оконцовкам для передачи движения исполнительному органу непосредственно или через механическую передачу.

При толщине стенки трубы  $0,1D$  и менее напряжённо-деформированное состояние является практически однородным, что существенно повышает эффективность двигателя.

Элементы, работающие на изгиб, чаще всего используются для передачи вращательного движения и выполняются либо в виде пластины при небольших углах поворота (до 1800), либо в виде спиральной пружины, если угол поворота составляет от 1 до 20 оборотов. Напряжённо-деформированное состояние по сечению при изгибе существенно неоднородно, и поэтому эффективность АЭ в этом случае в 2...3 раза ниже, чем при продольной деформации.

Нагрев может осуществляться различными способами, в том числе, и непосредственно электрическим током. В последнем случае, чтобы избежать короткого замыкания, поверхность пластины покрывается электроизоляцией.

Механическая передача в термомеханических приводах применяется в следующих случаях:

- Когда двигатель (АЭ) по конструктивным или другим соображениям не может быть непосредственно подключён к исполнительному органу;
- Когда величина рабочего хода или усилия на исполнительном органе больше соответствующих величин, развиваемых АЭ (двигателем).

После того, как кинематическая схема сформирована и определён тип активного элемента, производится расчёт последнего с целью определения его рабочих размеров и деформационно-силовой характеристики.

Выводы.

1. Разработана классификация АЭ, включающая в себя конструкции, имеющие простые, технологичные формы, в которых используется продольная деформация, изгиб или кручение, а также их сочетание.
2. Предложены рекомендации по выбору типа АЭ в зависимости от характера движения рабочего органа, величины рабочего хода и рабочего усилия по критерию минимизации его массогабаритных характеристик.

# ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ

Крахин О. И., Щетинкин Д. А.

*Московский авиационный институт*

Создание более производительных и экономичных машин, агрегатов и автоматических систем возможно только на базе новейших ресурсосберегающих и экологически чистых технологий и широкого внедрения новых материалов.

Особое место среди новых материалов занимают сплавы с памятью. Использование таких материалов, обладающих набором необычных для традиционных материалов свойств, позволяет более целесообразно решать ряд инженерных задач, а в некоторых случаях добиваться принципиально новых технических решений. Сложность задачи проектирования конструкций из сплавов с памятью, в частности, приводов, связана, прежде всего, с многофакторностью и взаимозависимостью теплофизических и механических процессов, протекающих при реализации свойств сплавов с памятью, а также с особенностями качественной и количественной оценки этих свойств.

Основные свойства материалов с памятью связаны с мартенситными превращениями, которые могут порождаться как механическими усилиями, так и изменением температуры. К этим свойствам, как известно, относятся: псевдоупругость (в аустенитной фазе), сверхпластичность (в мартенситной фазе), эффект памяти формы и способность преобразовывать тепловую энергию в механическую (нагрев через интервал мартенситных превращений), "термическое упрочнение" (зависимость механической характеристики от температуры), высокие диссипативные свойства (в мартенситной фазе).

У традиционных конструкционных материалов зависимости  $\sigma = f(\epsilon)$  и  $\epsilon = f(T)$  линейны и не связаны между собой в области эксплуатационных температур. Поэтому для их описания достаточно указать несколько параметров, определяемых экспериментально: модуль упругости  $E$ , предел текучести  $\sigma_t$ , предел прочности  $\sigma_{вр}$  и коэффициент линейного расширения  $\alpha_t$ .

Зависимости для материалов с памятью носят более сложный характер. Поэтому для описания свойств материалов с памятью требуется значительно больше информации, чем в случае традиционных материалов.

Проведенные теоретические и экспериментальные исследования показывают, что материалы с памятью могут характеризоваться совокупностью функций  $f_i(s, e, T) = 0$ , каждая из которых соответствует своей величине исходной деформации  $e_{исх}$ . Можно показать, что на полученной диаграмме отражены как качественно, так и количественно, основные свойства сплава.

Предлагаемая совокупность поверхностей, определяющая механические свойства сплавов с памятью, может быть получена экспериментально как совокупность поверхностей отклика различными способами.

Все указанные характеристики должны определяться на образцах, подготовленных к эксплуатации, т.е. со структурой текстурированного наведенного мартенсита, что достигается, например, термомеханической тренировкой (циклированием).

Полученные таким образом характеристики сплавов с памятью представляют собой банк данных, служащий основой для расчета деталей из материалов с памятью различного назначения, и может быть представлен в форме удобной для использования ЭВМ.

## ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИИ НА КИНЕТИКУ РАЗРУШЕНИЯ ПЛАСТИЧНЫХ СТАЛЕЙ

Чаусов Н. Г., Пилипенко А. П., Параца В. Н.

*Национальный аграрный университет, г. Киев, Украина*

В настоящей работе приводятся новые оригинальные результаты, полученные с использованием метода полных диаграмм в Национальном аграрном университете Украины. Исследовался сложный режим нагружения (статическое растяжение – высокочастотная вибрация – статическое растяжение).

На первом этапе образцы из малоуглеродистых сталей статически растягивали до заданной степени деформаций на машине для испытаний на релаксацию типа ReIVi-5, оборудованной высокоточной компьютеризированной измерительной системой, и в течении 1 часа подвергали вибрации с частотой 100 Гц. Затем образцы разгружали и повторно статически растягивали до полного разделения на части на специальной установке с записью полных диаграмм деформаций.

Установлено, что при действии вибрации на любой стадии деформирования проявляются эффекты «вибрационного размягчения» стали, которые существенно влияют на кинетику разрушения сталей при последующем статическом растяжении. Для примера, на рис. 1 приведены результаты испытаний стали 10. Здесь образец 1 подвергался статическому растяжению, а образец 2, сначала статически растягивался, на пределе прочности подвергался вибрации (область А), разгружался, а потом опять растягивался.

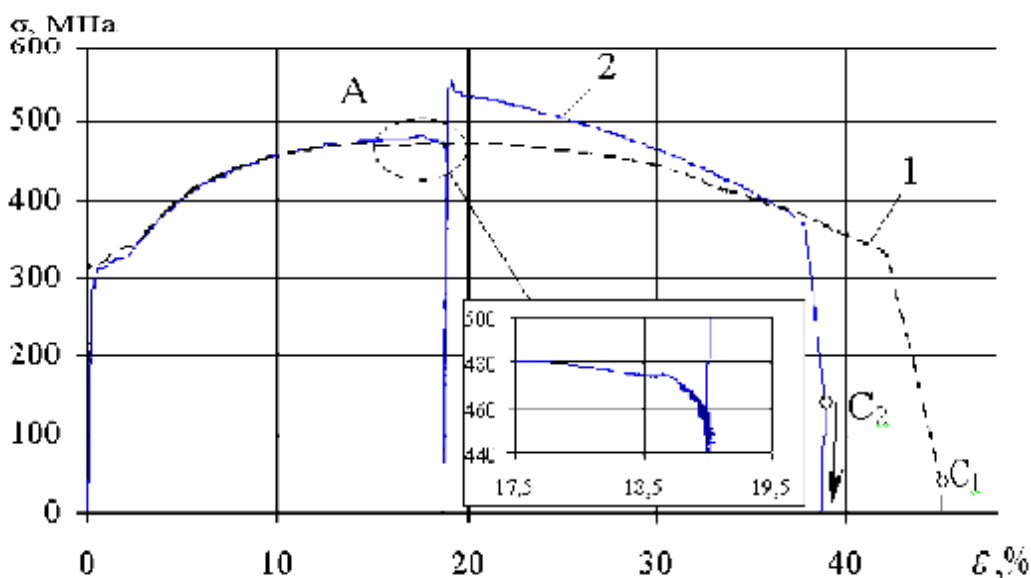


Рис. 1.

Используя апробированные способы прогнозирования поврежденности и трещиностойкости металлов на малогабаритных образцах по параметрам ниспадающих участков полных диаграмм показано, что предельная поврежденность и трещиностойкость испытанных сталей могут уменьшаться по сравнению с «чистым» статическим растяжением, соответственно, на 52 % и на 30,9%.



## ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ПЛАСТИН САПФИРА, ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПО ПЛОСКОСТЯМ (0001) И (10 $\bar{1}$ 2)

Литвинов М. Ю., Литвинов Ю. М.\*, Скворцов В. Н.

НИИ Машиноведения РАН, г. Москва,  
\*ОАО “ЭЛМА”, г. Москва, Зеленоград.

Существуют различные способы определения трещиностойкости ( $K_{Ic}$ ) полупроводниковых [1] и диэлектрических [2] материалов, использующих методы микро- [1] и наноиндентирования [2] и исключающих необходимость микроскопических измерений размеров трещин, основанные на определении величины, так называемого, *pop-in* эффекта для определения  $K_{Ic}$ . Суть методики заключается в следующем [2].  $K_{Ic}$  определяется по известной формуле:

$$K_{Ic} = K \left( \frac{E}{H} \right)^{1/2} \cdot \left( \frac{P}{C^{3/2}} \right),$$

где  $K = 0,026$  для сапфира [2], а длина трещин  $C$  определяется исключительно из анализа кривых  $P-h$ :

$$C = \sqrt{2} (h_m - h_x) + Q \cdot \frac{E'}{H} \cdot h_x,$$

где  $E' = \frac{E}{1-\nu}$  – приведенный модуль упругости,  $\nu = 0,21$  – коэффициент Пуассона,

$Q = 3,0$  – безразмерный множитель для сапфира.  $E'$  и  $H$  также определяются из кривых микроиндентирования [3]. Подставляя значения  $E'/H$  для плоскостей (0001) и (10 $\bar{1}$ 2) сапфира, равные, соответственно 8,32 и 9,37, в выражение для  $C$ , а также значения  $h_m$  и  $h_x$ , равные, соответственно, 2,57 и 0,237 мкм плоскости (0001) и 2,85 и 0,164 мкм плоскости (10 $\bar{1}$ 2) получим значения длины трещин 9,21 и 8,40 МПа·м<sup>1/2</sup>, соответственно, для плоскостей (0001) и (10 $\bar{1}$ 2). Эти значения не кажутся слишком большими на фоне значения трещиностойкости  $K_{Ic} = 5,5$  МПа·м<sup>1/2</sup> для поликристалла  $Al_2O_3$  с средним размером зерна, равным 6 мкм [4].

1. М.Ю. Литвинов, М.Ю. Литвинов, В.Н. Скворцов, В.П. Алёхин. “Определение трещиностойкости хрупких материалов с помощью метода непрерывного вдавливания индентора”. Известия вузов. Материалы электронной техники. 2001, №3, с. 13-15
2. T. Scholz, G.A. Schneider, J. Munoz-Saldana, M.V. Swain. “Fracture toughness from submicron derived indentation cracks” Appl.Phys. Letters. 2004, V.84, №16, p. 3055-3057.
3. Ю.М. Литвинов, М.Ю. Литвинов. “Методология определения механических свойств полупроводниковых материалов с помощью метода непрерывного вдавливания индентора”. Известия вузов. Материалы электронной техники. 2004, №4, с.11-16.
4. O. Desa, S. Bahadur. “The effect of lubricants in single point scratching and abrasive machining of alumina and silicon nitride” Wear. 2001, V.251, p.1085-1093.

## МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ В ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ

Багмутов В. П., Захаров И. Н., Иванников А. Ю., Захарова Е. Б

Рассматривается решение задачи математического моделирования физических процессов получения и обработки металлов в современных технологических установках и системах в условиях существенно градиентного и высокотемпературного поля с учетом эволюции во времени и пространстве этого поля и вызванных им структурно-фазовых и напряженно-деформированных состояний. Обсуждаются основные подходы и особенности разработки многоуровневой адаптивной универсальной системы взаимосвязанных математических моделей, описывающих указанные нестационарные процессы, а также некоторые результаты реализации развиваемого подхода. Решение поставленной задачи основано на разработке системы взаимосвязанных и функционально предназначенных для этого частных моделей температурного поля, структуры и напряженно-деформированного состояния твердого тела на всех этапах их формирования, определяемых эволюциями во времени и перемещениями в пространстве температурного поля.

Анализ температурного поля в данной работе выполнен путем решения методом конечных разностей трехмерного уравнения теплопроводности с коэффициентами, зависящими от температуры, при нелинейных граничных условиях. При решении температурных задач учитывается реальная форма исследуемого тела, временная и пространственная конфигурация теплового источника, а также перемещение зоны теплового воздействия источника энергии по поверхности материала.

Модель структурно-фазовых состояний стали базируется на численном анализе диаграммы состояния железо-углерод и диаграммы распада переохлажденного аустенита при известных параметрах температурного поля и скоростей нагрева-охлаждения.

Расчет температурных и фазовых напряжений производится по данным о динамике изменения температурных полей и структуры материала в ходе высокотемпературного воздействия. На этом этапе решается уравнение Пуассона, записанное для термоупругого потенциала перемещений, при нулевых граничных условиях, которое дополняется слагаемым, учитывающим относительное изменение линейных размеров материала при изменении структурного состояния. Упругопластическое поведение композитного тела описываются известными процедурами теории пластичности, например, в рамках метода переменных параметров упругости с учетом зависимостей физико-механических характеристик компонент структуры неоднородного по строению тела от температуры.

Об опасности напряженного состояния в данной точке и, в определенной мере, о причинах разрушения можно судить по степени близости напряженного состояния к соответствующей предельной поверхности и его «жесткости» (по отношению к равноосному объемному растяжению) с использованием известных критериев прочности (пластичности), инвариантных безразмерных параметров и соотношением основных механических характеристик прочности и пластичности материала.

Созданы программные продукты моделирования процессов формирования высокоградиентных структурно-фазовых и напряженно-деформированных состояний при получении и обработке материалов в различных технологических системах, в частности, применительно к обработке концентрированными потоками энергии и к кристаллизации кузнечного слитка.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В СПЛАВЕ Mn45Cu55

Фомушкина О. А., Маркова Г. В.

*Тульский государственный университет*

Сплавы системы Mn–Cu обладают, наряду с хорошими механическими свойствами, уникальным комплексом функциональных свойств: высокой демпфирующей способностью, обратимой памятью формы, элинварностью немагнитной природы. Развитие функциональных свойств основано на бездиффузионном магнитно-структурном превращении термоупругого типа, протекающем в закаленных сплавах с содержанием марганца более 80 ат%. Превращение заключается в переходе парамагнитной фазы с ГЦК решеткой в антиферромагнитную фазу с ГЦТ решеткой ( $c/a < 1$ ), имеющую иерархическое двойниковое строение. Превращение предваряется спинодальным расслоением исходного ГЦК твердого раствора (при температурах ниже  $\sim 600$  °С) на два изоморфных кубических твердых раствора, отличающихся содержанием марганца. Наличие метастабильной области расслоения приводит к расширению концентрационного диапазона сплавов, испытывающих магнито-структурный переход до 40–50 ат% Mn. Структурообразование высокомарганцевых сплавов достаточно хорошо исследовано, чего нельзя сказать о сплавах, содержащих около 50% Mn. Приведенные в литературе немногочисленные данные не позволяют однозначно установить возможность развития термоупругого превращения в среднемарганцевых сплавах. Для изучения фазового превращения и его механизмов в сплаве Mn45Cu55 использован метод механической спектроскопии, позволяющий определить параметры превращения и идентифицировать его характер.

На обратном крутильном маятнике проводили измерения температурных зависимостей внутреннего трения (ТЗВТ) и резонансной частоты при различных амплитудах сдвиговых деформаций ( $\gamma = 4,6 \cdot 10^{-5}$ ;  $5,3 \cdot 10^{-5}$ ;  $6,8 \cdot 10^{-5}$  и  $7,6 \cdot 10^{-5}$ ) и частотах ( $f = 1,08$ ;  $1,11$ ;  $1,43$  и  $1,67$  Гц) в интервале температур  $-130 \dots +300$  °С.

В закаленном сплаве Mn45Cu55 в области температур  $-20 \dots -70$  °С обнаружены два максимума ВТ –  $\Pi_1$  и  $\Pi_2$ , сопровождающиеся аномальным изменением  $f_{рез.}^2$ . Измерения при разных частотах показали, что температурное положение ( $-55$  °С) пика  $\Pi_1$  на меняется с увеличением частоты, в то время, как его высота снижается от  $15 \cdot 10^{-4}$  до  $7 \cdot 10^{-4}$ . Увеличение амплитуды деформаций приводит к росту максимума. Подобным поведением характеризуются пики ВТ, обусловленные термоупругим МП и полученные при измерениях в герцевом диапазоне частот. Старение при  $400$  °С в течение 12 часов приводит к повышению температуры максимума до  $60$  °С, значительному росту высоты до  $60 \cdot 10^{-4}$  и существенному увеличению аномалии на  $T3f^2$ .

Обнаруженное смещение максимума  $\Pi_2$  при изменении частоты измерений свидетельствует о его релаксационной природе. Рассчитанная по частотному сдвигу, величина энергии активации ( $\sim 11$  кДж/моль) позволяет предположить обусловленность максимума примесями внедрения.

Полученные результаты показывают, что сплав Mn45Cu55 претерпевает термоупругое превращение, температура которого повышается в результате старения. Это подтверждает, что область спинодального расслоения распространяется до 55 ат% Cu. В исследованном сплаве Mn45Cu55 можно ожидать проявления функциональных свойств, в частности, памяти формы.

## ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПАРАМЕТРЫ ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЯ СПЛАВА Mn60–Cu40

Гаврюшина Е. А., Маркова Г. В.

Тульский государственный университет  
[markova@uic.tula.ru](mailto:markova@uic.tula.ru)

Сплавы системы Mn–Cu являются наиболее перспективными сплавами марганца, известными своим уникальным комплексом функциональных и физико-механических свойств, сочетающих высокую демпфирующую способность, эффект памяти формы, эливарность, достаточно высокую прочность и пластичность.

Исследовали влияние степени предварительной деформации кручением в мартенситном состоянии на характеристики формовосстановления. Проволочные образцы сплава Mn60–Cu40 диаметром 1 мм предварительно подвергали закалке от 820 °С в воде и старению при 450 °С в течение 3 часов. В результате такой термообработки сплав при комнатной температуре имеет структуру мартенсита с большим количеством макро- и микродвойников с легкоподвижными границами. Состаренные образцы устанавливали в зажимы модернизированного релаксатора, разработанного на кафедре ФММ ТулГУ, и деформировали кручением ( $\gamma_{пр.} = 1, 2$  и 4 %) при комнатной температуре. После разгрузки образцов в ходе последующего нагрева определяли характеристики формовосстановления: остаточную, восстановленную и невосстановленную деформации, а также коэффициент формовосстановления сплава

С увеличением предварительной деформации восстановленная деформация растет по линейному закону. Величина восстановленной деформации во всех случаях очень мала, не превышает 0,33 %. В то же время, невосстановленная деформация интенсивно растет с увеличением предварительной деформации. Накопление невосстановленной деформации начинается уже при предварительной деформации 1 %, поэтому коэффициент формовосстановления мал (не превышает 43 %) и резко снижается по линейному закону при увеличении степени предварительной деформации.

Величина характеристик формовосстановления определяется соотношением вкладов деформации двойникованием и скольжением при нагружении образца в мартенситном состоянии. Низкие значения восстановленной деформации свидетельствуют о малом вкладе обратимого двойникования в общую деформацию. Снижение коэффициента формовосстановления при увеличении степени предварительной деформации происходит за счет роста невосстановленной деформации, что свидетельствует об увеличении вклада необратимой деформацией скольжением. Таким образом, в сплаве Mn60–Cu40 деформирование происходит с большей долей деформации скольжением, что не позволяет получить полного восстановления формы.

Обнаружено влияние предварительной деформации на температуры прямого и обратного мартенситного превращения. При увеличении степени предварительной деформации происходит повышение температур прямого мартенситного превращения (температура  $M_n$  возрастает от 160 °С до 185 °С, а  $M_k$  – от 60 °С до 75 °С) и обратного мартенситного превращения (температура  $A_n$  увеличивается от 68 °С до 83 °С, а  $A_k$  – от 183 °С до 200 °С). Вместе с тем, расширяются температурные интервалы прямого и обратного мартенситного превращения более чем на 10 °С. Обнаруженное изменение температур фазового превращения при деформации находятся в соответствии с уравнением Клаузиуса–Клайперона.

## ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЙ–ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1441

Замятин В. М., Попов В. И., Московских О. П., Мушников В. С.

*Уральский государственный технический университет, Екатеринбург,  
ОАО «Каменск-Уральский металлургический завод», Каменск-Уральский, Россия*  
[mvd@mtf.ustu.ru](mailto:mvd@mtf.ustu.ru)

Тонкие листы (толщиной менее 1 мм) из алюминий-литиевого сплава 1441 системы Al–Li–Cu–Mg–Zr применяются в конструкциях гидросамолетов Be-200 и Be-103. Основная проблема производства тонких листов из сплава 1441 рулонным методом заключается в образовании большого числа дефектов (трещин и обрывов) при заключительной холодной прокатке листов толщиной 3,0 мм на конечный размер.

Электронно-микроскопическими и микрорентгеноспектральными методами исследования дефектных участков листов установлено, что местами зарождения трещин и обрывов служат сравнительно крупные (20–30 мкм) частицы фазы Al<sub>2</sub>CuMg, образующиеся при кристаллизации сплава. Показано, что серийный режим гомогенизации (490–510 °С, 24 ч) слитков не обеспечивает полного растворения частиц фазы Al<sub>2</sub>CuMg. При горячей и последующей холодной прокатке листов из таких слитков происходит растрескивание и дробление частиц фазы Al<sub>2</sub>CuMg. Кроме того, при холодной прокатке листов на толщину 3 мм имеет место значительная нагартовка листов, вызывающая существенный прирост их прочностных характеристик. Несмотря на промежуточный отжиг (400–420 °С, 2 ч) листов толщиной 3 мм, дальнейшая их холодная прокатка оказывается практически невозможной без образования дефектов.

Изучено влияние температуры промежуточного отжига в интервале 380–480 °С на прочностные и пластические свойства нагартованных листов толщиной 3 мм при одинаковой продолжительности выдержки. Установлено, что при температурах свыше 420 °С изменения прочностных и пластических свойств листов практически не наблюдается.

Дифференциально-термический анализ образцов от литых слитков сплава 1441 показал, что при температурах 540–560 °С осуществляется полное растворение частиц фазы Al<sub>2</sub>CuMg. Опытное-промышленное опробование предложенного режима гомогенизации (540–560 °С, 24 ч) слитков привело к значительному повышению их пластических свойств. Однако прочностные свойства (временное сопротивление и условный предел текучести) листов понизились слабо. Тем не менее, как показали промышленные эксперименты, этот факт положительно сказался на технологической пластичности сплава при горячей и холодной прокатке. Количество дефектов, присущих тонким листам, значительно уменьшилось.

Значения прочностных свойств готовых термообработанных (закалка, деформация растяжением, старение) листов хотя и понизились по сравнению с листами, получаемыми из слитков серийной низкотемпературной гомогенизации, однако они соответствуют требованиям технических условий.

Проанализировано влияние содержания основных легирующих элементов (Li, Mg, Cu, Zr) на прочностные и пластические свойства готовых листов. Показано, что изменение содержания меди в пределах 1,5–1,9 мас.%, не влияет на прочностные свойства термообработанных листов.

# ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ ПРОЧНОСТЬ ЖАРОПРОЧНЫХ ЛОПАТОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ГАЗОВЫХ ТУРБИН

Куранаков С. Я.

АлтГТУ, г. Барнаул  
[sopromat116@mail.ru](mailto:sopromat116@mail.ru)

Представлены результаты экспериментального исследования взаимного влияния ползучести и малоциклового усталости жаропрочных сплавов на никелевой основе ХН65ВМТЮ и ХН80ТБЮА.

Трубчатые образцы (толщина стенки 1 мм, рабочая длина 50 мм) из сплава ХН65ВМТЮ были испытаны в следующих условиях. Задавались частоты мягкого симметричного нагружения, соответствующие 0,25...0,45 и 3...5 циклам в минуту. В первом случае частота назначалась таким образом, чтобы возникали деформации ползучести, во втором случае – заметные деформации ползучести не успевали развиваться. В образце поддерживалось постоянное истинное напряжение. Температура испытаний составляла 800 °С.

В результате проведенных испытаний при линейном (растяжение–сжатие) и плоском (растяжение–сжатие с кручением) напряженном состоянии установлено, что при частоте нагружения 3...5 цикл/мин сплав ХН65ВМТЮ является циклически разупрочняющимся материалом, но это свойство выражено слабо. Нестабильность пластического гистерезиса наблюдалась на первых и последних 5...10 циклах нагружения, то есть ширина петли несколько больше среднего значения. Одностороннее накопление пластических деформаций в этих условиях практически отсутствовало. Испытания при частоте 0,25...0,45 цикл/мин показали, что сплав ведет себя как материал с ярко выраженными свойствами разупрочнения. На первых 5...10 циклах петля гистерезиса несколько сужается, и в дальнейшем происходит интенсивное увеличение ширины петли до момента полного разрушения. Кроме этого, имеет место и так называемая циклическая ползучесть, в результате которой наблюдается постепенное перемещение петли гистерезиса. Это явление обычно связывают с различным очертанием диаграммы деформирования в полуциклах растяжения и сжатия, вследствие чего в каждом цикле появляется некоторое приращение пластической деформации. Построенные кривые усталости, полученные при линейном и плоском напряженном состоянии, относящиеся к различным частотам нагружения, с понижением максимального напряжения в цикле сходятся.

С целью более детального исследования закономерностей деформирования и разрушения сплава ХН65ВМТЮ в условиях малоциклового усталости были осуществлены режимы нестационарного ступенчатого нагружения с количеством ступеней от 2 до 5.

Экспериментально установлено, что частота нагружения значительно влияет на долговечность материала. Это можно объяснить тем, что при низких частотах нагружения происходит интенсивное накопление повреждений «статической усталости», связанных с процессом ползучести, причем эти повреждения накладываются на повреждения «циклической усталости», связанных с периодической сменой напряжения. В случае высокой частоты нагружения повреждения «статической усталости» оказываются меньше при сопоставимых мерах циклов.

Трубчатые образцы из сплава ХН80ТБЮА были испытаны в условиях высокотемпературной ползучести, малоциклового усталости с частотой нагружения

3...5 цикл/мин, а также чередования малоциклового усталости и ползучести. Температура испытаний составляла 650, 700 и 750 °С. Характер деформирования и разрушения сплава ХН80ТБЮА в этих условиях незначительно отличается от характера деформирования и разрушения сплава ХН65ВМТЮ.

## АНИЗОТРОПИЯ И АНОМАЛИИ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ $Ni_{2,14}Mn_{0,81}Fe_{0,05}Ga$ .

Шарипов И. З., Мулюков Х. Я., Имашев Р. Н.\*

*Уфимский государственный авиационный технический университет*

*\*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа.*

Сплавы системы Ni–Mn–Ga обладают эффектом памяти формы, который связан с происходящими в них фазовыми переходами из высокотемпературной ОЦК фазы (аустенит) в низкотемпературную тетрагональную фазу (мартенсит) [1]. Проявление эффекта памяти формы является следствием значительных изменений размеров образца. Однако эти изменения в разных направлениях должны происходить неравномерно, т.е. должна наблюдаться анизотропия расширения.

В данной работе исследовалось тепловое расширение образцов сплава  $Ni_{2,14}Mn_{0,81}Fe_{0,05}Ga$  интервале температур от 80 до 380 К. Образец вырезался в виде квадратной пластины 8×8 мм, что позволяло проводить измерения расширения в двух взаимно перпендикулярных направлениях. Графики изменения длины снимались в процессе нагревания и охлаждения образца.

Результаты эксперимента подтверждают приведенные предположения.

При нагреве образца от 80 до 290 К происходит характерное термическое расширение, однако величина коэффициента теплового расширения анизотропна и в двух выбранных направлениях различается в несколько раз. При структурной перестройке мартенсит-аустенит около 293 К наблюдается аномалия в виде скачка в ходе термических кривых. Причем, если вдоль первого направления при нагреве образец демонстрирует скачкообразное расширение, соответствующее фазовому переходу, то во втором, перпендикулярном, направлении происходит скачкообразное сжатие. Относительная величина изменения длины составляет порядок  $10^{-3}$ . Объемный эффект фазового перехода оказывается существенно меньшим, т.к. расширение в одном направлении компенсируется сжатием в другом. При дальнейшем нагреве выше 300 К вновь происходит термическое расширение.

При охлаждении образца при высоких температурах от 380 до 300 К происходит обратимое сокращение длины, кривая охлаждения совпадает с кривой нагрева. При обратной структурной перестройке аустенит-мартенсит около 293 К наблюдается скачок, но, против ожидания, скачок происходит в ту же сторону, как и при нагреве, т.е. в первом направлении опять расширение, а во втором – сжатие. Возврат к первоначальной длине происходит постепенно при охлаждении в интервале температур 290–220 К. В этом интервале, по-видимому, происходит межмартенситный переход, связанный с изменением периода модуляции мартенсита [2].

1. В.В. Кокорин, В.А. Черненко. ФММ, 1989.– Т.68, вып.6. – С.1157.
2. V.V. Martynov. J. Phys. IV (Paris), 1995. – Vol.5. – P.8-91.



## ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Чувильдеев В. Н., Пирожникова О. Э.\*, Нохрин А. В.,

*Нижегородский Государственный университет им. Н.И. Лобачевского*  
*\* Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благодирова РАН*  
*Нижний Новгород, Россия*  
[chuvildeev@nifti.unn.ru](mailto:chuvildeev@nifti.unn.ru)

Исследованы закономерности деформационного упрочнения сверхпластичных материалов, деформируемых в условиях высокоскоростной сверхпластичности.

Показано, что деформационное упрочнение в условиях высокоскоростной сверхпластичности обусловлено нарастанием полей внутренних напряжений, создаваемых в процессе внутризеренного скольжения накапливающимися на границах зерен дефектами: дислокациями ориентационного несоответствия и продуктами их делокализации.

Показано, что характер упрочнения на этой стадии деформации определяется процессами диффузионного перераспределения дефектов в границах и зависит от структурного состояния границ, их свободного объема и размера зерен. Показано, что при высокоскоростной сверхпластичности, в отличие от обычной сверхпластичности, в границах зерен доминируют скользящие компоненты делокализованных дислокаций. Особенности поведения этого типа дефектов позволяют объяснить аномальную продолжительность и другие особенности первой стадии деформационного упрочнения при высокоскоростной сверхпластичности.

Получены выражения, позволяющие рассчитывать зависимость напряжения течения от деформации при различных скоростях и температурах деформирования.

Проведено сопоставление теоретических зависимостей с экспериментальными данными по высокоскоростной сверхпластичности сплавов мелкозернистых алюминиевых сплавов.

*Авторы благодарят за поддержку Международный научно-технический центр (ISTC, грант №2809), Фонд гражданских исследований и разработок США (CRDF, грант №Y2-E-01-03), Российский фонд фундаментальных исследований (гранты 05-08-18262а), Фонд грантовой поддержки фундаментальных исследований в области физики металлов и металловедения (грант №25-05-02), программу Фундаментальных исследований РАН «Фундаментальные проблемы физики и химии наноразмерных систем и наноматериалов», а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-образовательный центр «Физика твердотельных наноструктур» Нижегородского госуниверситета им. Н.И.Лобачевского.*

## ПРЕДЕЛ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ ЗЕРЕН ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Чувильдеев В. Н., Нохрин А. В., Лопатин Ю. Г.\*, Макаров И. М.,  
Копылов В. И.\*\*

*Научно-исследовательский физико-технический институт  
Нижегородского государственного университета, г.Нижний Новгород, Россия,  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)*

*\*Нижегородский филиал Института машиноведения РАН, Н.Новгород, РФ*

*\*\* Физико-технический институт Национальной академии Наук респ. Беларусь,  
Минск, Беларусь*

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований процесса деформационного измельчения зерен при интенсивной пластической деформации.

В качестве объектов исследования использовались металлы технической чистоты (медь, никель, железо, алюминий), а также сплавы системы Cu–Cr с различным содержанием хрома (от 0,3 до 0,5%), Al–Mg–0,22Sc–0,15Zr с различным содержанием магния (от 0 до 4,5%) и Mg–Al (МА2–1, AZ–91). Микрокристаллическая структура в исследуемых сплавах была сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП). Температура РКУП варьировалась в интервале от 20 до 450 °С.

Исследована зависимость минимального размера зерна (предела диспергирования) от температуры РКУП. Описаны результаты экспериментальных исследований по влиянию малых добавок легирующих элементов на величину предела диспергирования в микрокристаллических сплавах на основе меди и алюминия. В работе приведены экспериментальные результаты по изучению влияния скорости деформирования на величину предела диспергирования в микрокристаллических алюминиевых сплавах.

Построена модель, позволяющая вычислять величину минимального размера зерна, который может быть получен методами интенсивного пластического деформирования. Получены выражения, описывающие зависимость величины предела измельчения зерен от природы материала, скорости и температуры интенсивной пластической деформации. Проведено сопоставление результатов численного моделирования с экспериментальными данными по широкому кругу микрокристаллических материалов, структура которых была сформирована методами равноканального углового прессования и кручения под квазигидростатическим давлением.

*Авторы благодарят за поддержку Международный научно-технический центр (ISTC, грант №2809), Фонд гражданских исследований и разработок США (CRDF, грант №Y2-E-01-03), Российский фонд фундаментальных исследований (гранты 05-08-18262а), Фонд грантовой поддержки фундаментальных исследований в области физики металлов и металловедения (грант №25-05-02), программу Фундаментальных исследований РАН «Фундаментальные проблемы физики и химии наноразмерных систем и наноматериалов», а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-образовательный центр «Физика твердотельных наноструктур» Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского.*

## О РАЗМЕРЕ ЗЕРНА ДЛЯ ОПТИМАЛЬНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Чувильдеев В. Н., Щавлева А. В.\*

*Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова  
РАН*

*\*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского  
государственного университета им. Н.И. Лобачевского*

*г. Нижний Новгород, Россия*

[schavleva@nifti.unn.ru](mailto:schavleva@nifti.unn.ru),

[chuvildeev@nifti.unn.ru](mailto:chuvildeev@nifti.unn.ru)

Предложена новая модель, позволяющая определять оптимальный размер зерна для материалов, деформируемых в условиях структурной сверхпластичности. В основе модели лежат представления теории неравновесных границ зерен. В модели рассматриваются материалы с размером зерна порядка 0,1–10 мкм, обнаруживающие эффект сверхпластичности. Как известно, ультрамелкое зерно в сверхпластичных материалах необходимо для обеспечения интенсивной аккомодации зернограничного проскальзывания в стыках зерен, и обычно предполагается, что, чем мельче зерно, тем выше сверхпластические свойства материала. Однако при таком подходе не принимается во внимание необходимость поддержания неравновесного состояния границ зерен. В мелкозернистых материалах происходит интенсивный возврат диффузионных свойств границ зерен, и уровень неравновесности границ оказывается недостаточным для обеспечения высоких значений коэффициента зернограничной диффузии. С этой точки зрения оптимальный для осуществления сверхпластической деформации размер зерна может быть вычислен как размер, при котором высокий уровень неравновесности границ зерен сочетается с достаточной интенсивностью аккомодации зернограничного проскальзывания. Получено выражение, позволяющее оценивать оптимальный для сверхпластической деформации размер зерна в зависимости от скорости деформации, температуры и термодинамических параметров материала.

*Авторы выражают признательность за поддержку Международному научно-техническому центру (грант 2809), Российскому Фонду Фундаментальных Исследований (грант 05-08-18262а), Фонд грантовой поддержки фундаментальных исследований в области физики металлов и металловедения (грант №25-05-02), программе Фундаментальных исследований РАН «Фундаментальные проблемы физики и химии наноразмерных систем и наноматериалов», а также Научно-образовательному центру «Физика твердотельных наноструктур» Нижегородского государственного университета им. Н.И. Лобачевского и программе «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE).*

# ВЛИЯНИЕ НЕБОЛЬШИХ ДОБАВОК ПРИМЕСЕЙ НА ЗЕРНОГРАНИЧНУЮ ДИФФУЗИЮ И МИГРАЦИЮ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ

Щавлева А. В., Смирнова Е. С., Чувильдеев В. Н.\*

*Нижегородский Государственный университет им. Н.И. Лобачевского*  
*\*Нижегородский филиал Института машиноведения им. А.А. Благонравова*  
*РАН*

*Нижний Новгород, Россия*  
[schavleva@nifti.unn.ru](mailto:schavleva@nifti.unn.ru),  
[chuvildeev@nifti.unn.ru](mailto:chuvildeev@nifti.unn.ru)

Рассмотрено влияние малых концентраций примесей на диффузионные свойства границ зерен. Предложена модель, позволяющая описывать влияние примесей на коэффициент зернограничной диффузии. В основе модели лежат представления о том, что примесные атомы, сегрегирующие на границах зерен, изменяют их свободный объем, и, соответственно, диффузионные свойства границ. Получены выражения, связывающие энергию активации и коэффициент зернограничной диффузии сплава с величиной объемной концентрации примеси, объемом атомов примеси, а также термодинамическими параметрами материала.

Проведено сопоставление модели с экспериментальными данными для систем Cu–Ag, Cu–Ti, Fe–Cu, Pb–Sn, Pb–Ti. Показано удовлетворительное согласие модели с экспериментом.

Рассмотрено влияние малых концентраций примесей на температуру рекристаллизации металлов. Предложены модели, описывающие зависимость подвижности и силы торможения границ зерен от содержания примесей. При концентрациях ниже предельной растворимости примеси  $C_p$  примесь изменяет (в соответствии с вышеописанной моделью) диффузионные параметры границ зерен, определяющие их подвижность. При повышении концентрации до  $C > C_p$  выделяются частицы второй фазы в объеме матрицы или на границах зерен, взаимодействие которых с границами зерен определяет изменение температуры рекристаллизации с концентрацией примеси. Характер зависимости температуры рекристаллизации от содержания примесей определяется коэффициентом распределения примеси  $K_c$  и предельной растворимостью примеси в данных условиях  $C_p$ .

Проведено детальное сопоставление модели с экспериментальными данными по влиянию примесей Cu, Cr, Fe, Mg, Mn, Mo, Nb, Ti, V и Zr на температуру рекристаллизации Al. Показано удовлетворительное согласие модели с экспериментом.

*Авторы благодарят за поддержку Международный научно-технический центр (ISTC, грант №2809), Фонд гражданских исследований и разработок США (CRDF, грант №Y2-E-01-03), Российский фонд фундаментальных исследований (гранты 05-08-18262а), Фонд грантовой поддержки фундаментальных исследований в области физики металлов и металловедения (грант №25-05-02), программу Фундаментальных исследований РАН «Фундаментальные проблемы физики и химии наноразмерных систем и наноматериалов», а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-образовательный центр «Физика твердых наноструктур» Нижегородского госуниверситета им. Н.И.Лобачевского.*

## НОВЫЙ МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ НА ЛОКАЛЬНЫХ РАЗОГРЕВАХ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ КРУЧЕНИИ

Богданов Р. И., Богданов М. Р., Нагорных С. Н.\*

НИИЯФ МГУ, механико-математический факультет МГУ, г. Москва.,  
\* Нижегородский государственный педагогический университет, Н. Новгород,  
[algoritm@sandy.ru](mailto:algoritm@sandy.ru)

Синергетический подход к проблемам разрушения твердых тел активизировал новые задачи. В частности, была предложена модель зарождения трещин при циклическом кручении [1] и её вариант описания дислокационных структур при пластической деформации [2]. В настоящее время разрабатывается новый подход к слабо диссипативной теореме Колмагорова–Арнольда–Мозера (КАМ), который мы здесь применим в развитие [2] для описания разрушения при усталостном кручении [3]. Речь идёт о двухпараметрическом семействе векторных полей на фазовой плоскости, которое описывается уравнением Ньютона

$$m\ddot{x} = -\partial U / \partial x + f(x, \mathfrak{R}), \quad (1)$$

где потенциал  $U(x) = x^2 / 2 - x^3 / 3$ , отвечающий за потенциальное поле сил на прямой, и возмущение  $f(x, \mathfrak{R}) = (\varepsilon + \mu x) \mathfrak{R}$  выбираются в соответствии с локальным анализом бифуркации Богданова–Такенса. Здесь  $\varepsilon$  – кинематическая вязкость среды, а член  $\mu x$  может быть мотивирован теплообменом пробной частицы с окружающей средой.

В работе [4] было предложено дискретизировать (1) по полуявной схеме Эйлера 1-го порядка с шагом дискретизации  $h$ :

$$x_{n+1} = x_n + h * \mathfrak{R}_{n+1}, \quad \mathfrak{R}_{n+1} = \mathfrak{R}_n + h * f(x_n, \mathfrak{R}_n). \quad (2)$$

В [3] приведены результаты расчётов периодических орбит модели (2) при  $\varepsilon, \mu \approx 10^{-5}$  вплоть до периодов порядка  $10^8$ , которые могут быть асимптотически (не)устойчивыми или гиперболическими.

Асимптотически (не)устойчивые периодические орбиты имеют (отталкивание) притяжение в области с положительной площадью (мерой). Площадь области (отталкивания) притяжения пропорциональна статистическому весу орбиты и позволяет определить температуру с помощью распределения Больцмана–Гиббса, а также давление с учетом изменения площади вдоль периодической орбиты

$$S(n) = const * \exp(-n\bar{E} / kT), \quad p = \bar{E} / \delta S(n), \quad (3)$$

где  $p$  – период орбиты,  $\bar{E}$  – средняя энергия вдоль орбиты,  $T$  – подгоночный параметр – абсолютная температура,  $\delta S(n)$  – изменение площади вдоль асимптотически (не)устойчивой орбиты.

Результаты численных расчётов показывают, что при изменении периода от 1 до  $10^8$  абсолютная температура может возрасти на три порядка наряду с давлением.

Заметим, что модель циклического кручения сводится к гамильтоновой системе, добавление к которой нелинейной вязкости  $f(x, \mathfrak{R}) = (\varepsilon + \mu x) \mathfrak{R}$  приводит к динамике (2) и, тем самым, к локальным температурам и давлениям, на 2–3 порядка превышающим нормальные. Совпадение геометрии опытных микроструктур разрушения и геометрии областей притяжения динамики (2) позволяет говорить о существовании нового механизма разрушения на локальных разогревах.

Исследования выполнены при частичной поддержке фонда РФФИ грант № 04-01-00115

1. Крупкин П.Л. Нагорных С.Н. Синергетические аспекты механики Материалов Физико-химическая Механика материалов 1987. №1 с.37-42.
2. Богданов Р.И., Варнавин С.В., Нагорных С.Н. О динамических структурах при пластической деформации металлов и сплавов. //В сб. «Синергетика и усталостное разрушение металлов» - М.: Наука, 1989, с. 171-176.
3. Богданов Р.И. Нелинейные динамические системы на плоскости и их приложения. - М.: Вузовская книга, 2003 - 376 с.
4. Arrowsmith D.K., Cartwright J.H.E., Lansbury A.N., Place C.M. The Bogdanov map: bifurcation, mode locking and chaos in a dissipative system. //Int. J. of Bif. and Chaos, 1993, v.3, №4, p.803-842.

## О КРИТЕРИИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ КРУЧЕНИИ СТЕРЖНЕЙ

**Блинова Е. В., Нагорных С. Н., Павленков В. И.\*, Рудакова И. Н.**

*Нижегородский государственный педагогический университет, г.Н.Новгород,*

[algoritm@sandy.ru](mailto:algoritm@sandy.ru)

*\* Арзамасский государственный педагогический институт, г. Арзамас*

Феноменологические уравнения эволюции плотностей дислокаций на мезо-уровне при циклическом кручении стержней были предложены в работах [1,2], в которых был сформулирован критерий разрушения для продольных и поперечных трещин. Однако соответствие особенностей структуры разрушения критерию разрушения в возникновении трещин не рассматривалось.

В ряде исследованных материалов (магниевые сплавы, сплавы на основе железа) отмечено появление плоских трещин, как вдоль образца, так и поперек. Предложенный в работах [1,2] критерий позволяет предсказать появление первыми продольных или поперечных трещин. В таком виде критерий разрушения является плоским приближением (плоскость касательная к цилиндрической поверхности, в которой и делалось фотографирование микроструктур) аналогичным плоскому приближению для нахождения напряжения в задаче кручения упругих стержней [3].

Сдвиговой характер трещин, наблюдаемый на микроструктурах, соответствует определению введенного критерия [1,2].

Работа [1] позволяет интерпретировать критерий через тензоры напряжения в плоскости, перпендикулярной к оси  $Z$  ( $\sigma_{\varphi z}$ ), и вдоль оси  $Z$  ( $\sigma_{zz}$ ).

Кроме того, на сплаве CuAl в работе [1] было обнаружено небольшое отклонение от прямого угла поперечных трещин (относительно продольных) вследствие пластической релаксации для эквивалентных винтовых дислокаций вдоль оси  $Z$ .

Таким образом, предложенный в работе [1] критерий усталостного разрушения удовлетворительно описывает экспериментальные структуры разрушения, полученные на циклически деформированных стержнях.

1. Крупкин П.Л., Куров И.Е., Нагорных С.Н., Циванюк К.В., Феноменологическая модель эволюции дислокационной структуры при циклическом кручении.// ФММ, 1988г., т.66, в.5, с. 978-985.
2. Крупкин П.Л., Нагорных С.Н., О синергетическом подходе в механике материалов. Синергетика и усталостное разрушение металлов// М.: Наука, 1989. с. 225-234.
3. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М., Теория упругости// М.: Наука, 1965. С.204



# КРИТЕРИЙ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА СТАЛЕЙ ПРИ ПОНИЖЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ, ОСНОВАННЫЙ НА КРИТЕРИИ ЛОКАЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ

Мишин В. М., Филиппов Г. А.

ФНЦ ЦНИИЧМ, институт качественных сталей  
[megalogrus@yandex.ru](mailto:megalogrus@yandex.ru)

Существует температура  $T_{кр}$ , при которой максимальное локальное растягивающее напряжение  $\sigma_{11max}$  в зоне зарождения трещины перед концентратором напряжений может достигнуть критического значения  $\sigma_f$ . Эта температура, в дальнейшем называемая критической температурой хрупкости  $T_{кр}$ , феноменологически соответствует температуре, при которой нагрузка общей текучести достигает разрушающей нагрузки [1]. Условие локального разрушения при этом имеет вид:

$$\sigma_f = \sigma_T(T_{кр}, de/dt) \cdot Q_{от}. \quad (1)$$

Выразив, критическую температуру хрупкости явным образом из (1), получили зависимость  $T_{кр} = F(\sigma_f; \sigma_T; Q_{от})$ , учитывающую влияние сопротивления локальному разрушению ( $\sigma_f$ ), пределу текучести ( $\sigma_T$ ) (зависящему от скорости нагружения  $de/dt$ ) и геометрии образца, концентратора напряжений и способа нагружения ( $Q_{от}$ ):

$$T_{кр} = \left[ \frac{1}{T_0} + \frac{1}{\beta} \left( Ln \frac{\sigma_f}{Q_{от} \cdot \sigma_T(T_0)} \right)^{1/n} \right]^{-1}, \quad (2)$$

где  $\beta$ ,  $n$  – коэффициенты связи предела текучести с температурой, зависящие от марки стали и приведенные в известных справочниках;  $T_0$  – нормальная температура (20 °С);  $\sigma_T$  – предел текучести при нормальной температуре.

Полученное нами выражение (2) дает возможность расчетом определить критические температуры хрупкости стальных образцов или деталей с концентраторами напряжений различных типов [1]. Таким образом, критическая температура хрупкости может быть определена расчетным путем для образцов или деталей любой геометрии с концентраторами напряжений по известным критическому  $\sigma_f$ , температурной зависимости предела текучести и перенапряжению общей текучести ( $Q_{от}$ ). Для этого необходимо знать критическое локальное напряжение ( $\sigma_f$ ), предел текучести стали при комнатной температуре ( $\sigma_T$ ), определенный при скорости нагружения, равной скорости нагружения зоны локального разрушения детали, коэффициенты  $n$  и  $\beta$  и перенапряжение общей текучести исследуемого образца ( $Q_{от}$ ).

Влияние геометрии надреза и скорости нагружения на критическую температуру хрупкости. Экспериментальная проверка выражения (2), проведенная на стальных образцах (10кп) с углами раскрытия надрезов 30, 60 и 120 градусов при различных скоростях нагружения (2, 20 и 200 мм/мин) показала его работоспособность.

Таким образом, показано, что критическая температура хрупкости образцов или деталей с концентраторами напряжений непосредственно связана с характеристиками прочности, текучести, геометрии образца и способов его нагружения, учитываемых параметром перенапряжения общей текучести.

1. Мишин В.М. Моделирование критической температуры хрупкости стальных деталей // Сборник трудов XV Международной научной конференции «Математические методы в технике и технологиях». «ММТТ-15». Т.8. - Тамбов, 2002. - С.9-12.



## РАЗДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ФАКТОРОВ НА КРИТИЧЕСКУЮ ТЕМПЕРАТУРУ ХРУПКОСТИ СТАЛИ

Мишин В. М., Филиппов Г. А.

ФНЦ ЦНИИЧМ, институт качественных сталей, [megalogrus@yandex.ru](mailto:megalogrus@yandex.ru)

Существует проблема количественной оценки влияния внутренних факторов (легирования, размера зерна, других элементов структуры) на хладостойкость стали. Их влияние может быть связано, с одной стороны, изменением характеристик прочности, а с другой – с изменением характеристик пластичности стали. Поэтому в данной работе ставится задача показать, какие внутренние (структурные) факторы влияют на критическую температуру хрупкости через изменение прочности, а какие, через изменение пластичности стали.

Анализ влияния легирования на критическую температуру хрупкости железа с помощью критерия локального разрушения. Легирование сплавов с ОЦК-решеткой может приводить к изменению критической температуры хрупкости. Исследование модельных сплавов на основе железа с введением легирующих добавок (никеля и кремния) позволило установить, что влияние легирования сплавов на основе железа заключается в проявлении конкуренции двух факторов: смещения критической температуры хрупкости за счет изменения уровня критического локального разрушающего напряжения в зоне зарождения трещины ( $\sigma_F$ ) и за счет изменения положения температурной зависимости напряжения локального течения. Результат конкуренции этих факторов определяет значение критической температуры хрупкости. Установлено, что понижение критической температуры хрупкости при легировании никелем железа происходит, в основном, за счет повышения уровня критического напряжения  $\sigma_F$ , в то время как ее повышение при легировании железа кремнием происходит преимущественно за счет общего роста температурной зависимости напряжения локального течения.

Влияние размера зерна на критическую температуру хрупкости. Использование критерия критических максимальных локальных растягивающих напряжений позволило установить закономерности влияния размера зерна на сопротивление хрупкому разрушению при понижении температуры и разработать подход к оценке критической температуры хрупкости образцов с надрезами по известному размеру зерна. Экспериментальная проверка установленной зависимости критической температуры хрупкости:

$$T_{кр} = \{ 1/T_0 + 1/B \cdot [\ln(A_1 - K_1 \cdot d^{1/2}) / (Q_{от} \cdot (A_2 - K_2 \cdot d^{1/2}))]^{1/n} \}^{-1}, \quad (1)$$

где  $A_1$ ;  $A_2$ ;  $K_1$ ;  $K_2$ ;  $B$ ;  $n$  – коэффициенты;  $d$  – размер зерна,  $T_0$  – нормальная температура показала возможность прогнозирования критической температуры хрупкости стали по известному размеру зерна с одновременным учетом геометрии образца, надреза, скорости и способа нагружения.

Выяснение влияния газокислородного рафинирования высокохромистой стали 08X18Т на ее сопротивление хрупкому разрушению при понижении температуры, показало, что понижение критической температуры хрупкости достигается прежде всего за счет повышения критического напряжения  $\sigma_F$ , что связано с уменьшением несовершенств структуры и количества неметаллических включений, которые могли бы послужить местами зарождения трещины.

1. Мишин В.М. Метод определения критической температуры хрупкости сталей, основанный на критерии локального разрушения. // Научн. тр. VI Межд. н-п конф. «Фундаментальные и прикладные проблемы приборостроения». Книга «Приборостроение», МО РФ, МГАПИИ, Москва, 2003. - С.152-157.

# ДЕФОРМАЦИОННОЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ И ЛОКАЛИЗОВАННЫЙ ВО ВРЕМЕНИ ЛАВИННЫЙ ПРОЦЕСС ЕГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ФРИКЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ

Пинчук В. Г., Короткевич С. В.\*

*Учреждение образования Гомельский государственный университет им. Франциска Скорины, г. Гомель, РБ,*

*\*Учреждение образования Белорусский государственный университет транспорта, г. Гомель, РБ,  
[korotsv@tut.by](mailto:korotsv@tut.by)*

Проведены исследования кинетики дислокационной структуры и процессов разрушения поверхностного слоя металлов (никель, железо и его сплавы) при фрикционном нагружении поверхностей. Дислокационная структура деформированных образцов изучалась методом ферромагнитного резонанса (ФМР) и электронной микроскопии. Установлен осцилляционный характер изменения прочностных характеристик [1]. Изучено дальнейшее развитие фрагментированных структур и проанализированы наблюдаемые дислокационные механизмы разрушения. Определена взаимосвязь микроструктурных изменений с кинетикой разрушения поверхностного слоя металла. Показано, что каждому циклу изменения плотности дислокаций соответствует цикл послойного микроразрушения, причём периодически повторяющиеся выбросы интенсивности фрагментов разрушения совпадают по времени с участками минимума плотности дислокаций. Эти результаты дают основание утверждать о локализации во времени процесса массового образования частиц разрушения, обусловленного спецификой упругопластического деформирования и диспергирования поверхностных слоёв твердых тел при фрикционном нагружении. Электронномикроскопические данные осветили основные микроструктурные элементы диспергирования поверхностного слоя: 1) зоны с высокой плотностью дислокаций со временем нагружения приобретают форму тонких жгутов и ориентируются вдоль направления скольжения, обуславливая деформационную текстуру; 2) формирование полос скольжения и наличие многочисленных тонких двойников по их границам является источниками зарождения мелких трещин вдоль их поверхности раздела с матрицей; 3) наличие многочисленных микропор внутри деформированной решётки и по границам зёрен и их коагуляция приводят к формированию очагов транскристаллитного и интеркристаллитного разрушения; 4) формирование в устойчивых полосах скольжения микротрещин с соотношением характерных размеров 0,01–0,10 мкм. По мере диспергирования структуры наблюдается увеличение количества и размеров трещин и их коагуляция. На стадии максимального диспергирования длина большинства трещин выростала до размеров блоков, а их ориентация была вдоль и поперёк полос скольжения. Со временем фрикционного нагружения происходит прогрессирующее разрыхление поверхностного слоя металла, связанное с возрастающим количеством очагов разрушения. На стадии максимального диспергирования это разрыхление, охватывающее более глубокие слои, в сочетании с развитой хрупкостью обуславливает резкое возрастание отслаивающейся массы материала. Этот процесс приобретает лавинный локализованный во времени характер и приводит к селективным выбросам продуктов разрушения из зоны фрикционного контакта и образованию квазиовенильных поверхностей с пониженной плотностью дислокаций. Этим объясняется циклический характер их кинетики. Аналогичный характер разрушения и изнашивания наблюдался в железе и их сплавах. С использованием методов электрофизического зондирования установлен также осциллирующий про-

цесс формирования и разрушения граничных смазочных слоёв нанометрового диапазона толщин и его саморегуляция при фрикционном нагружении.

1. Пинчук В.Г., Савицкий Б.А., Булатов А.С. Особенности изменения дислокационной структуры никеля при трении. // Поверхность. Физика, Химия, Механика. -1983.-№ 9.-с.72-75.

## **ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ И ТЕРМООБРАБОТКИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 20 НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ И РАСТЯЖЕНИИ**

**Мерсон Д. Л., Черняева Е. В\*., Мещеряков Д. Е., Дементьев С. И.**

*ТГУ, Гольянтти,  
\* СПбГУ, Санкт-Петербург*

В работе были исследованы три партии образцов из стали 20 (ГОСТ 1050-88). Образцы А и В имели толщину 5 мм, образцы С – толщину 2 мм, а остальные размеры рабочей части были одинаковыми. Партии А и С были закалены от 880 °С в воду с разной скоростью охлаждения до твердости  $\approx 50$  HRC, партия В – до твердости  $\approx 70$  HRC. После чего образцы во всех партиях были отпущены в течение 1 часа при  $T_{\text{отп}} = 200, 250, 300, 350, 400$  и  $600$  °С. Далее образцы были подвергнуты индентированию по Роквеллу на твердомере ТН300 (группы А и В) и растяжению на испытательной машине Н50К-Т (группа С) и 1231У-10 (группы А и В). При всех видах испытания в диапазоне частот 60–1000 кГц регистрировали сигналы акустической эмиссии (АЭ), которые в дальнейшем были разбиты на группы по критерию подобия их кривых спектральной плотности по методике, описанной в [1].

Для всех температур отпуска разрушение образцов носило вязкий характер, соответственно, частотное распределение сигналов АЭ было схожим (в основном – низкочастотным), а «двугорбая форма» спектров, которую авторы [2] связывали с охрупченным состоянием стали при  $T_{\text{отп}} = 300\text{--}350$  °С, зафиксирована не была. Толщина образцов существенного влияния на спектральные характеристики АЭ не оказывала. При  $T_{\text{отп}} = 300\text{--}400$  °С отмечалось некоторое уменьшение общего количества сигналов, причем спектр сигналов АЭ становился более однородными: в первую группу [1] попадало от 70–75% (у тонких образцов) до 90% (у толстых образцов) из числа зарегистрированных сигналов. При растяжении в районе предела текучести наблюдался пик АЭ, который был более острым при  $T_{\text{отп}} = 600, 400$  и  $200$  °С, а при  $T_{\text{отп}} = 300$  и  $350$  °С имел тенденцию к некоторому снижению по высоте и «расползанию» по деформации. Спектры сигналов АЭ при индентировании и растяжении слабо отличались, что свидетельствует о перспективности применения схемы испытания на индентирование как более технологичной по сравнению с испытанием на растяжение.

1. Д.Л.Мерсон, А.А.Разуваев, А.Ю.Виноградов. Применение методики анализа спектральных образов сигналов акустической эмиссии для исследования повреждаемости покрытий TiN на стальной подложке. // Дефектоскопия, 2002. – № 7. – С. 37-46.
2. Мерсон Д.Л., Черняева Е.В. Спектральные характеристики акустической эмиссии трубной стали в зависимости от температуры отпуска. // Деформация и разрушение материалов, 2005. – № 5. – С. 24-27.

## ПОЛУЧЕНИЕ СОЕДИНЕНИЙ МЕТАЛЛ-СПЛАВ С ЭПФ С ПОМОЩЬЮ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Клубович В. В., Рубаник В. В., Рубаник В. В. мл.\*, Петров И. В.\*\*

*Институт технической акустики НАН Беларуси.*

[ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)

\* *Витебский государственный технологический университет*

\*\* *НИИ импульсных процессов с опытным производством НАН Беларуси*

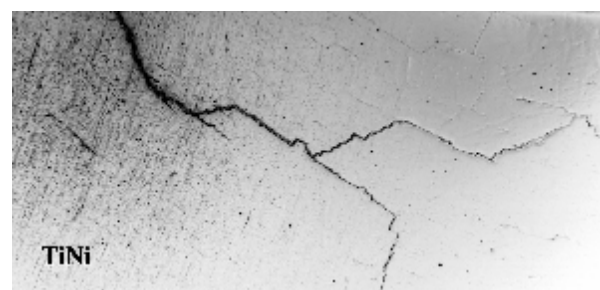
В настоящее время разработано большое количество всевозможных силовых элементов с эффектом памяти формы (ЭПФ), которые в процессе реализации обратного мартенситного превращения в заданной последовательности способны восстанавливать предварительно заданную деформацию различного типа. В основном, они представляют собой взаимосвязанную пару, состоящую из рабочего элемента из сплава с ЭПФ и упругого контртела. Естественно, от жесткости контртела зависит рабочий ход и усилие, развиваемое рабочим телом с ЭПФ. В связи с этим, актуальной является задача разработки силовых элементов с ЭПФ, сочетающих функции исполнительного механизма с ЭПФ и контртела, в частности, получение биметаллических конструкций.

В настоящем сообщении приводятся результаты исследований по сварке пластин из никелида титана и стали. Установлено, что сварка за счет высокоскоростного соударения пластин при подрыве бризантного взрывчатого вещества со скоростью детонации порядка 7000 м/с обеспечивает высокую адгезию между сплавом с ЭПФ и металлом (рис.1). При этом сплав из TiNi после сварки сохраняет термоупругие свойства. Однако необходимо учитывать, что в зависимости от фазового состояния сплава с памятью формы при высокоскоростном соударении могут образовываться трещины (рис.2), что приводит к неустраняемому браку.

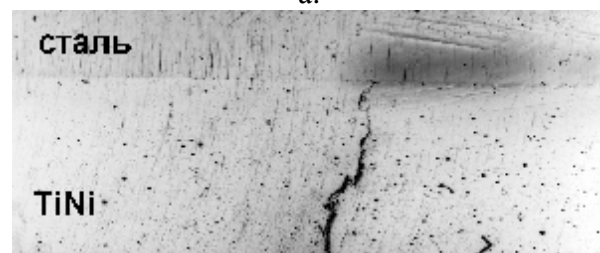
Таким образом, использование высокоскоростного деформирования позволяет получать композитные материалы, обеспечивающие высокие термоупругие и возвратные характеристики силовых элементов, работающих на эффекте памяти формы.



Рис.1. Зона соединения TiNi–сталь. x400.



а.



б.

Рис.2. Вид трещин в продольном (а) и поперечном (б) направлениях. x10.

*Работа выполнена при частичной поддержке БР ФФИ (проект T04M-151).*

# НАНОПОРИСТОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО А1 С РАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ПРЕДЫСТОРИЕЙ

Бетехтин В. И., Кадомцев А. Г., Нарыкина М. В., Пилюгин В. П.\*,  
Скленичка В.\*\*

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

*\* Институт физики металлов, УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

*\*\* Институт физического материаловедения, АН ЧР, Брно, Чехия*

[Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru](mailto:Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru)

Исследовались образцы микрокристаллического А1 (99,99) (размер зерна  $\approx$  1 мкм), полученные после одного (А1) или четырех (А4) проходов при равноканальном угловом прессовании (РКУ). Ранее было показано, что наиболее существенные изменения механических свойств (модуля Юнга, амплитудно-независимого декремента, уровня напряжения микропластического течения, минимальной скорости ползучести) происходит именно при переходе от одного к четырем проходам РКУ прессования [1,2].

В данной работе методами малоуглового рентгеновского рассеяния (МРР) и прецизионного измерения плотности было проведено исследование нанопористости образцов, подвергнутых РКУ прессованию после одного (А1) или четырех (А4) проходов. С целью идентификации природы наблюдаемого рассеяния и разуплотнения была применена обработка образцов высоким гидростатическим давлением (1 ГПа), которое способно существенно уменьшать пористость, практически не изменяя другие структурные параметры материала. Сравнение результатов исследования образцов (А1) и (А4) показывает, что увеличение числа проходов приводит к понижению плотности и увеличению малоуглового рассеяния. В свою очередь, приложение давления сопровождается как уменьшением рассеяния, так и повышением плотности образцов. Обработка полученных данных позволяет сделать оценки параметров пористости образцов (А1) и (А4). Средний размер нанопор в обоих образцах близок к 20–30 нм. Сравнение и анализ рентгеновских и дилатометрических данных с учетом воздействия давления позволили сделать минимальные и максимальные оценки объемной доли нанопор в исследованных образцах. Для А1 это  $\Delta V/V_{min} = 2,5 \cdot 10^{-3}$  и  $\Delta V/V_{max} = 5 \cdot 10^{-3}$ , для А4 –  $\Delta V/V_{min} = 3 \cdot 10^{-3}$  и  $\Delta V/V_{max} = 7 \cdot 10^{-3}$ . Из этого следует, что при переходе от одного к четырем проходам объем нанопор увеличился на  $\approx 1-2 \cdot 10^{-3}$ . Во всех случаях наблюдается хорошее совпадение рентгеновских и дилатометрических данных. Например, для образца А4 уменьшение пористости после давления составляет  $3 \cdot 10^{-3}$  (МРР) и  $2,5 \cdot 10^{-3}$  (измерение плотности).

Для образцов (А1) и (А4) была изучена зависимость долговечности от напряжения при растяжении образцов в режиме ползучести при 18 °С. Установлено, что во всем интервале изученных напряжений долговечность образцов (А1) оказалось более чем на порядок выше, чем образцов (А4).

Совокупность полученных данных дает основание полагать, что наблюдаемое различие долговечности связаны с различной исходной (после РКУ) нанопористостью алюминия.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, (проект № 04-02-17627).*

1. V.Sklenicka, J.Dvorak, M.Svoboda. Mater. Sci. Eng. V.387, 696 (2004)
2. В.И.Бетехтин, А.Г.Кадомцев, Б.К.Кардашев ФТТ, т.48, №8, 2006

## ПРИРОДА ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Мышляев М. М.<sup>1,2)</sup>, Миронов С. Ю.<sup>3)</sup>, Коновалова Е. В.<sup>4)</sup>

<sup>1)</sup> *Институт физики твердого тела РАН*

<sup>2)</sup> *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН*

<sup>3)</sup> *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН*

<sup>4)</sup> *Сургутский государственный университет*

Исследовано механическое и структурное поведение наноструктурных (НС) образцов сплава Al–Mg–Li–Zr. НС состояние сформировано интенсивной пластической деформацией методом равноканального углового прессования (РКУП). Для изучения сверхпластичного (СП) течения проведены испытания образцов при постоянной скорости растяжения. Структуру и фазовое состояние изучали методами просвечивающей электронной микроскопии (ЭМ), сканирующей ЭМ, включая дифракцию обратно рассеянного электронного пучка, и рентгеновского дифракционного анализа.

Изучено структурно-фазовое состояние прутков, претерпевших РКУП в разных условиях. Показано, в ходе РКУП образуется НС состояние. В зёрнах формируются дислокационная структура и субзёрна. Наиболее развитая субструктура формируется при РКУП при повышенных температурах.

Исследовано механическое поведение образцов из прессованных прутков. Для образцов каждого структурного состояния определены температурно-деформационно-скоростные условия для максимальных деформаций до разрушения. Образцам с развитой субструктурой отвечало СП течение.

Максимальная СП деформация (СПД) до разрушения отвечала образцам из прутков, претерпевших 10-кратное РКУП при 370 °С. Ей отвечала скорость деформации  $\sim 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  при 370 °С.

Изучено поведение сплава при СПД. Установлена стадийность СПД. Получены зависимости скорости истинной деформации от температуры и истинных напряжений и деформаций для стадий упрочнения и разупрочнения. Определены параметры СПД: энергии активации,  $n$  и  $m$ . Показано, СПД отвечают значения до  $\sim 1900\%$ ,  $n \approx 2$  и  $m \approx 0,45$ . Установлено, деформация на стадии упрочнения протекает со скоростью  $\sim 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  и контролируется самодиффузией в объёме зёрен, что характерно для СПД за счёт внутризёрненного скольжения. Ей отвечает динамическая рекристаллизация «на месте». Установлено, на стадии разупрочнения деформация протекает со скоростью  $\sim 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  и контролируется самодиффузией по границам зёрен, что типично для СПД, обусловленной скольжением по границам зёрен.

Изучено структурное поведение в условиях СПД. Получены данные, которые свидетельствуют о внутризёрнном скольжении на первой стадии и о протекании динамической рекристаллизации с участием скольжения по границам зёрен и миграции их границ на последней стадии.

Показано, что реализация СП течения требует выполнения структурно-кинетического принципа.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 04-02-16129, № 04-02-17627, № 04-02-97261).*



## ХРУПКИЕ РАЗРУШЕНИЯ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ЗАКАЛИВАЮЩЕЙСЯ СТАЛИ

Ермаков Б. С., Данилов И. С.

*Санкт-Петербургский государственный университет  
низкотемпературных и пищевых технологий*  
[danilov@ekagroup.ru](mailto:danilov@ekagroup.ru)

Разработка месторождений нефти и газа в северных регионах страны, резкая интенсификация режимов эксплуатации добывающего оборудования потребовало применения новых – более высокопрочных, а следовательно, более легированных сталей. Все более широкое применение находят Cr–Mo–V конструкционные стали, используемые вместо углеродистых сталей и сталей, легированных марганцем и кремнием. Внедрение таких сталей потребовало разработать новые, и уточнить существующие режимы сварки, обеспечивающие надежную работоспособность оборудования при низких температурах этой климатической зоны, опускающихся ниже минус 60 °С. Такие сварные соединения, наряду с высокой хладостойкостью, должны удовлетворять ряду требований, в частности, требованию по равнопрочности металла шва, зоны термического влияния (ЗТВ) и основного металла, по отсутствию нарушений сплошности сварного соединения, таких как трещины, поры и т.п. Однако известно, что, чем выше прочность свариваемого металла, тем труднее обеспечить равнопрочность сварных соединений основному металлу и при этом избежать образования холодных (сварочных) трещин. Склонность сталей к возникновению холодных трещин связана с их закаливаемостью – повышением твердости под воздействием термического цикла сварки и насыщением металла шва и ЗТВ сварных соединений водородом, для предотвращения образования холодных трещин эффективно применение подогрева при сварке. Так как при этом снижается скорость охлаждения металла шва и ЗТВ, предотвращается возможность образования мартенсита и создаются благоприятные условия для удаления диффузионного водорода. Холодные трещины могут быть описаны как частный случай разрушения при релаксации напряжений, поэтому, попытка оценить работоспособность сварных соединений по стандартным методикам определения трещиностойкости (ГОСТ 25.506-85) –  $K_{1c}$ , не всегда отражает закономерности задержанного разрушения сварных соединений в оборудовании.

Склонность стали к возникновению холодных трещин после сварки может быть приблизительно определена по диаграммам изотермического распада аустенита. Однако непрерывное охлаждение металла при сварке вносит определённые искажения в результаты, полученные на основании этих расчётов. Таким образом, определение скорости охлаждения стали после сварки, обеспечивающей образование сварного соединения без холодных трещин  $W_0$ , является одним из важнейших условий работоспособности конструкций в области отрицательных температур. Эту скорость выбирают в зависимости от толщины свариваемого металла и конструкции соединения внутри интервала скоростей  $\Delta W_{om}$ , в котором достигается оптимальное сочетание механических свойств в зоне термического влияния и в металле шва. В работе были изучены механические свойства ЗТВ стали 25Х2МФ после однопроходной сварки в зависимости от скорости охлаждения околошовной зоны, проведённые в соответствии с пробой ИМЕТ-1. На основании проведённых исследований был определён оптимальный диапазон скоростей охлаждения образцов стали, имитирующий условия в зоне её термического влияния однопроходного шва. В ходе исследований было показано, что в качестве такого диапазона скоростей может быть выбран



промежуток от 1 до 25 град./сек. Приведены критерии выбора режимов сварки стали, полученные на основании данных о влиянии скорости охлаждения на структуру и свойства стали и результаты пробы СТС. В качестве параметра выбора был использован критерий - относительное сужение образцов зоны термического влияния, величина которого должна быть не менее 40%.

## **ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ВЫПЛАВКИ НА СВОЙСТВА МАЛОМАГНИТНОЙ СТАЛИ ДЛЯ БУРОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ, ЭКСПЛУАТИРУЕМОГО В УСЛОВИЯХ ХОЛОДНОГО КЛИМАТА**

**Ермаков Б. С., Ярыгин Г. Е., Каргинова В. В.**

*Санкт-Петербургский государственный университет  
низкотемпературных и пищевых технологий*

[danilov@ekagroup.ru](mailto:danilov@ekagroup.ru)

Перевод добывающей промышленности в зону холодного климата (Крайний север, Сибирь, Сахалин) потребовал применения принципиально новых материалов для изготовления, в частности, тяжело нагруженного бурового оборудования. При анализе наших предыдущих исследований было показано, что сталь 90Г29Ю9ВБМ является одним из наиболее перспективных материалов для изготовления элементов бурового оборудования. Эта сталь производится одним из четырех методов – в открытой индукционной электропечи, выплавкой в вакууме и разливке в среде нейтрального газа, методами плазменно-дугового и электрошлакового переплава. В ходе работы были проведены исследования магнитных и механических характеристик стали. Особые требования к «немагнитности» материала связаны с опасностью возникновения паразитных токов на поверхности вращающегося бура, разряд которых может привести к воспламенению или подрыву газовых карманов, встречающихся на пути движения бура в процессе бурения скважины.

Исследование магнитных свойств сталей проводили на образцах, вырезанных из литых заготовок стали (слитков) после соответствующего переплава, послековки и в аустенитизированном состоянии по режиму – аустенитизация от  $1320 \pm 10$  К в воду. Механические свойства исследовали только в аустенитизированном состоянии.

Анализ результатов исследования механических и магнитных свойств сплавов показывает, что влияние метода выплавки на характеристики сталей весьма неоднозначно. При повторном переплаве наблюдается общая тенденция к повышению уровня пластичности и вязкости сталей, к снижению их магнитной проницаемости. Анализ причин такого влияния позволил выявить ряд закономерностей. Прочность и твердость стали 90Г29Ю9ВБМ после повторного переплава практически не изменяется в температурном диапазоне 293–200 К, а наблюдаемые отклонения находятся в пределах 5 % разброса. Временное сопротивление стали составляет около 1000 МПа при 293 и 1250 МПа при 203 К. Пластичность и вязкость стали 90Г29Ю9ВБМ находятся, соответственно, на уровне 37–45 % при 293 К и 30–39 % при 203 К. Падение пластичности и вязкости связано с охрупчивающим воздействием первичных карбидов молибдена, вольфрама, ниобия и ванадия, количество которых в стали 90Г29Ю9ВБМ достаточно велико. Особо следует подчеркнуть охрупчивающее воздействие зернограницных сегрегаций фосфора. Сопоставление полученных данных показывает хорошую корреляцию между содержанием фосфора в поверхностных изломах и показателем со свойствами стали 90Г29Ю9ВБМ.

Исследованиями магнитной проницаемости сталей 90Г29Ю9ВБМ различных методов выплавки в магнитном поле Земли и во внешних магнитных полях установлено, что независимо от метода плавки и величины напряженности магнитного поля наиболее высокие ее значения имеют образцы, изготовленные из заготовок в литом и ковном состоянии стали 90Г29Ю9ВБМ. Повторный переплав снижает магнитную проницаемость. Высокие значения магнитной проницаемости, полученные на образцах из литых и, особенно, кованных заготовок стали 90Г29Ю9ВБМ, объясняются активным выделением карбидов в процессе замедленного охлаждения стали при литье и ковке. Стехиометрический анализ карбидных осадков, проведенный на установке ДРОН-3, показал, что основными карбидными включениями в структуре литой и ковальной стали являются NbC, MoC, WC, (W, Mo)C, (Fe, Mn)<sub>3</sub>C. Причем, если карбиды типа MeC хаотично распределены по объему зерна, то карбиды Me<sub>3</sub>C, расположены, в основном, по границам зерен.

Анализ магнитной проницаемости сталей 90Г29Ю9ВБМ в аустенитизированном состоянии указывает на эффективность повторного переплава в снижении магнитной проницаемости сталей во всем диапазоне исследованных полей и температур. Таким образом, установлено, что повторный переплав понижает содержание сильномагнитных включений, очищает сталь от наличия в ней вредных примесей, благоприятно воздействует на весь комплекс физико-механических свойств и может быть рекомендован при производстве маломагнитных материалов для бурового оборудования.

## ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Абросимова Г.Е.	146, 165	Васильев Л.С.	204, 205
Авдейчик С.В.	169, 171	Ведерникова И.И.	109
Александров И.В.	109	Веремейчик А.И.	140, 141
Алексеев А.Д.	167	Верченев А.А.	98
Алексеева Т.Н.	87	Веттегрень В.И.	23
Алпатов Д.М.	99	Викарчук А.А.	132, 133
Андреев В.А.	190	Вильданова Н.Ф.	77
Андронов И.Н.	196	Волков А.Е.	193
Аникин А.В.	136	Волкова Г.К.	192
Антенорова Н.П.	154, 155	Волошин А.Э.	104
Анциферов А.В.	91	Воробьев С.В.	55
Аргунова Т.С.	157	Воронова Л.М.	75
Аронин А.С.	164, 165	Вьюненко Ю.Н.	96
Арутюнян Р.А.	26	Гаврилюк В.Г.	61
Астанин В.В.	166	Гаврюшина Е.А.	213
Атрошенко С.А.	102, 103	Гальцев А.В.	138
Афанасьев К.В.	190	Гасилов В.Ф.	181
Бабунашвили Г.Б.	76	Гильмутдинов Ф.З.	161, 162
Багаутдинов А.Я.	54	Гирсова Н.В.	122
Багмутов В.П.	211	Глезер А.М.	21, 22, 50
Байкова Л.Г.	110	Головин Ю.И.	34-38, 72, 123
Бакрадзе Г.	183	Гончарова И.В.	25
Баранникова С.А.	106	Гончарук В.А.	25
Барахтин Б.К.	87	Грачев С.В.	174
Баркова Е.Г.	103	Гришков В.Н.	122
Башмаков В.И.	186	Громов В.Е.	52-58, 60, 68, 69
Баяндин Ю.В.	49, 199	Громова А.В.	51
Баянкин В.Я.	161	Гуткин М.Ю.	157-160
Беккауер Н.Н.	104	Даль Ю.М.	172
Белоусов М.Н.	43	Данилов В.И.	106
Белоусов Н.Н.	86	Данилов И.С.	230
Беляев С.П.	3	Дегтярев М.В.	75
Бенгус В.З.	187	Дементьев С.И.	226
Беспалова И.В.	152	Демидов А.В.	64
Бетехтин В.И.	16, 20, 228	Денисов Е.К.	99
Бивол В.В.	83, 84	Денисова Д.А.	132
Блинова Е.В.	222	Джежора А.А.	39
Бобылев С.В.	158	Дмитриев О.	84
Богданов М.Р.	221	Дмитриевский А.А.	123
Богданов Р.И.	221	Добаткин С.В.	43, 165
Бойцов Э.А.	35	Довженко О.А.	133
Болдырев Д.А.	62	Дронов В.С.	202
Болдырева Я.А.	151	Дуб С.Н.	72
Босин М.Е.	115, 116	Дударев Е.Ф.	122
Бродова И.Г.	107	Дудко В.Т.	200
Будовских Е.А.	54, 69	Дудник Е.А.	156
Бунин И.Ж.	201	Елкина О.А.	77, 101
Бурнышев И.Н.	205	Ермаков Б.С.	230, 231
Бучельников В.Д.	142	Ермолаев В.А.	102
Валиев Р.З.	43	Ермолаев Г.Н.	113
Варгасов Н.Р.	87	Ефимов О.Ю.	56, 66
Василенко Т.А.	167		

Жариков А.И.	43	Коджаспиров Г.Е.	203
Желтов М.А.	97, 99	Козак А.Ф.	142-144
Житару Р.П.	112	Козлов Э.В.	51-53, 57, 59, 60
Жихарева М.Г.	73	Коледов В.В.	142
Журбенко П.Н.	96	Колобов Ю.Р.	33, 44, 122
		Коновалов С.В.	55, 57, 58, 60
Зайченко С.Г.	21	Коновалова Е.В.	229
Замятин В.М.	214	Константинова Т.Е.	192
Затульский Г.З.	119	Копылов В.И.	218
Захаров И.Н.	211	Коренков В.В.	34
Захарова Е.Б.	211	Коротаев А.Д.	124
Захватава М.В.	161	Короткицкий А.В.	43
Зверькова И.И.	165	Короткевич С.В.	225
Зеленская Г.И.	127	Коршунов А.И.	109
Зозуля Э.В.	127	Костюк Д.А.	142-144
Золотов А.Е.	97	Костюкович Г.А.	169, 171, 200
Золотова Д.В.	185	Кравцов А.В.	74
Зоненберг Н.Н.	121	Кравченко В.И.	169, 171, 200
Зубков А.И.	126, 127	Красильников В.В.	191
Зуев Л.Б.	106	Крахин О.И.	206, 208
		Криштал М.М.	45, 47
Иванников А.Ю.	211	Кузавко Ю.А.	142-145
Иванов А.В.	44	Кузьменко И.Н.	138
Иванов В.М.	30	Кукушкин С.А.	102
Иванов Ю.Ф.	51, 53-56, 58	Кульков В.Г.	73
Иволгин В.И.	36	Куранаков С.Я.	215
Игнатъева Д.Н.	76	Куртесов А.А.	179
Игнатъева Е.Ю.	164	Кустов А.И.	146-149
Ильинский А.И.	126, 127	Кустов С.А.	151
Имашев Р.Н.	216		
Исаев Н.В.	108	Лазовский И.М.	111
		Лазутова Е.Б.	168
Кадомцев А.Г.	20, 228	Ланина А.А.	90
Казаков А.А.	98	Лановая А.В.	30
Камышанченко Н.В.	138	Лебедева Н.В.	87
Канель Г.И.	128	Левин Д.М.	176
Каргинова В.В.	231	Леонтъев В.А.	199
Кардашев Б.К.	71	Лимонов Д.Н.	30
Кареев С.И.	50	Лиопо В.А.	169, 171
Карцев С.В.	123	Липницкий А.Г.	33, 44
Карьев Л.Г.	31	Литвинов М.Ю.	210
Карькина Л.Е.	100, 101	Литвинов Ю.М.	136, 210
Качалов В.М.	21	Логинова С.В.	111
Кашин О.А.	122	Лозенко В.В.	78
Кащенко М.П.	131	Лоладзе Л.В.	192
Кипнис М.Е.	200	Лопатин Ю.Г.	218
Киреенко М.Ф.	110	Лотков А.И.	129
Кириллов А.М.	27	Лыс В.Ф.	205
Кириллов Р.А.	28, 29	Лычагин Д.В.	152, 153, 188
Кисель В.П.	80, 81	Ляшенко Л.В.	162
Классман Е.Ю.	166		
Классман П.А.	166	Макаров И.М.	218
Климашин С.И.	57	Макушев С.Ю.	43
Клубович В.В.	227	Малашенко В.В.	117, 118
Клявин О.В.	41	Малеткина Т.Ю.	122
Ковалев А.Т.	201	Малиновская В.А.	59
Коваленко В.В.	52, 184	Малыгин Г.А.	42

Мамалинов Р.И.	23	Опарин В.Б.	40
Марков Л.К.	71	Орлова Т.С.	71
Маркова Г.В.	212, 213	Осипьян Ю.А.	19
Мартусевич Е.В.	54	Осташев В.В.	95
Матвеев Д.В.	165		
Махнева Т.М.	93	Павленков В.И.	222
Медведева Н.И.	100	Палистрант Н.А.	83, 84
Мейснер Л.Л.	129	Панфилов П.Е.	89
Мелехов С.А.	35	Параца В.Н.	209
Мерсон Д.Л.	45, 226	Парфеньева Л.С.	71
Метлов Л.С.	91, 92	Пархоменко А.А.	191
Мещеряков Д.Е.	226	Паршуков Л.И.	161, 162
Мигель И.А.	146-149, 151	Первухин Л.Б.	178, 179
Микрюков В.Р.	58	Первухина О.Л.	179, 180
Мильман Ю.В.	24, 25	Пермяков С.Л.	199
Миронов С.Ю.	229	Пермякова И.Е.	22
Митрофанова В.К.	125	Перфилов В.А.	194
Михайлов А.С.	190	Петров И.В.	227
Михайлов С.Б.	173, 174	Петрунин В.А.	68
Михайлова Н.А.	173, 174	Пилипенко А.П.	209
Михлик Д.В.	99	Пилюгин В.П.	228
Мишин В.М.	223, 224	Пинжин Ю.П.	124
Моргунов Р.Б.	19	Пинчук А.И.	120
Морозов В.А.	137	Пинчук В.Г.	225
Морозов Н.Ф.	26	Пирожникова О.Э.	217
Мосейко В.В.	88	Пискаленко В.В.	68
Московских О.П.	214	Плехов О.А.	130
Мотовилина Г.Д.	90	Плотникова Т.Н.	121
Мохов Е.Н.	157	Плужников С.Н.	27
Муктепавела Ф.	183	Плужникова Т.Н.	27-30
Мулюков Х.Я.	216	Поверинова Г.В.	35, 38
Мурасов М.Е.	119	Полетаев Г.М.	184
Мутафян М.Н.	198	Полетика Т.М.	106
Мушников В.С.	214	Поликарпов В.М.	105
Мышляев М.М.	229	Попов В.И.	214
Мясникова М.В.	155	Попов П.В.	194
		Попова Г.В.	184
Нагалюк С.С.	157	Попова И.С.	173
Нагорных С.Н.	221, 222	Попова Н.А.	52, 57, 59, 60
Наймарк О.Б.	32, 49, 130, 199	Прозорова Э.В.	197
Нарыкина М.В.	228	Прокофьев Е.А.	43
Наумов А.А.	203	Прокошкин С.Д.	43
Наумова Н.С.	102	Пронина Ю.Г.	172
Нацик В.Д.	108	Пугачева Н.Б.	154, 155
Неверов В.В.	82	Пустовалов В.В.	108
Неверова Т.И.	82	Пух В.П.	110
Неклюдов И.М.	138		
Никитин А.В.	161	Рабинович С.В.	174
Никитин В.И.	121	Разоренов С.В.	103, 128
Никифоренко В.Н.	115, 116	Разуваев А.А.	47
Никифоров А.В.	41	Рахвалов В.А.	112
Никогосян Г.С.	198	Реутов В.Ф.	84
Носкова Н.И.	77	Рихтер Д.В.	178, 179
Нохрин А.В.	217, 218	Робу С.В.	83, 84
		Роганин М.Н.	138
Овидько И.А.	158, 160	Рот С.	21
Олейников Д.В.	180	Ротштейн В.П.	129

Рубаник В.В.	39, 227	Терушкина О.Б.	70
Рубаник В.В.мл.	227	Тихонова Л.В.	110
Рудакова И.Н.	222	Тихонькова О.В.	60
Рыбин В.В.	87	Ткачёв С.П.	175
Рыбченко О.Г.	165	Толотаев М.Ю.	123
Рюмкин М.О.	45	Туманов Н.В.	195
Рюмшина Т.А.	192	Тюменцев А.Н.	124
		Тюрин А.И.	35, 37, 38
Савенко В.С.	67	Тюрьков М.Н.	133
Савиных А.С.	128	Тялин Ю.И.	185
Савотченко С.Е.	191	Тялина В.А.	185
Сазонов М.И.	140, 141		
Саркисян С.О.	198	Уваров С.В.	130
Сивоха В.П.	129	Ушаков И.В.	105
Сизоненко Н.Р.	59		
Симаков В.П.	66	Фарманян А.Ж.	198
Синани А.Б.	110	Федоров В.А.	27-29, 31, 185
Синяев Д.В.	184	Федоровский Г.Д.	137
Сироткин Д.Е.	121	Фельдман Э.П.	167
Ситдиков В.Д.	109	Фегисов Г.П.	65
Скаков Ю.А.	182	Филиппов Г.А.	223, 224
Скворцов В.Н.	210	Фоменко В.С.	108
Скиба Н.В.	160	Фомушкина О.А.	212
Скленичка В.	228		
Скорикова Н.А.	131	Хвисевич В.М.	140, 141
Скосырский А.Б.	122	Хлебников В.В.	35
Скотникова М.А.	90	Хмелевская И.Ю.	43
Слесарев С.Г.	120	Ховайло В.В.	142
Слуцкер А.И.	20	Хрущов М.М.	181
Слуцкер Г.Я.	114	Хусаинов М.А.	190
Слюсарев В.В.	167		
Смертенко П.С.	84	Цвиркун О.А.	54, 69
Смирнов А.Е.	104	Целлермаер В.Я.	51, 68
Смирнов Б.И.	71	Цыганов Д.Л.	141
Смирнов В.Н.	162		
Смирнов И.А.	71	Чантурия В.А.	201
Смирнов С.В.	154, 155	Чаусов Н.Г.	209
Смирнова Е.С.	220	Чащина В.Г.	131
Соковиков М.А.	63	Чащухина Т.И.	75
Соловьёва Ю.В.	188	Чемеркина М.В.	29
Соснин О.В.	55	Черняева Е.В.	226
Сталевич А.М.	70, 114	Чертов В.М.	65
Старенченко В.А.	188	Чиванов А.В.	28
Старенченко С.В.	189	Чикова Т.С.	186
Старостенков М.Д.	156, 184	Чинокалов В.Я.	53, 56, 58, 66
Стерелюхин А.А.	31	Чувильдеев В.Н.	217-220
Столяров В.В.	43, 85	Чугунов А.В.	47
Столяров О.Н.	114	Чугунова С.И.	25
Струк В.А.	169, 171	Чуканов А.Н.	176, 177
Субботин А.В.	127	Чуканова А.А.	177
Сурсаева В.Г.	125	Чумаченко Е.Н.	76
Сучкова Н.Ю.	123	Чурбаев Р.В.	77
Табачникова Е.Д.	187	Шавловская И.П.	186
Талалова Е.В.	132	Шавров В.Г.	142, 143
Татьянин Е.В.	165	Шарипов И.З.	216
Теплякова Л.А.	152, 153	Шашурин Г.В.	181

Шевченко О.Д.	95	Юнак М.А.	35, 37
Шейнерман А.Г.	157	Юрьев А.Б.	53, 56, 58, 66
Шелых А.И.	71		
Шеляков А.В.	50	Яковенкова Л.И.	101
Шепелевич В.Г.	78	Якушевич С.	140
Шибков А.А.	97-99	Ярыгин Г.Е.	231
Шитик Е.В.	66	Ясников И.С.	132, 133
Шмурак С.З.	19	Яшников В.П.	94
Шпейзман В.В.	41		
Штельмах С.В.	90		
Штеренберг А.М.	40		
Шуклинов А.В.	97		
Шумилин С.Э.	108		
Щавлева А.В.	219, 220		
Щербаков И.П.	23		
Щетинкин Д.А.	206, 208		
Экземплярова Е.О.	154, 155		

---

de Arellano-Lopez A.R.	71
Je J.H.	157
Leboshkin B.M.	51
Martinez-Fernandez J.	71
Misiorek H.	71
Morozov M.M.	53
Tanimoto Y.	19
Varela-Feria F.M.	71
Yi J.M.	157



## СОДЕРЖАНИЕ

<b>Беляев С.П.</b> (Санкт-Петербург) ВЛАДИМИР АЛЕКСАНДРОВИЧ ЛИХАЧЕВ	3
<b>ИЗ ВЫСТУПЛЕНИЯ В.А.ЛИХАЧЕВА НА ОТКРЫТИИ I ЛЕНИНГРАДСКИХ ЧТЕНИЙ ПО ПРОБЛЕМАМ ПРОЧНОСТИ</b> (13 марта 1990 г)	12
<b>Бетехтин В.И.</b> (Санкт-Петербург) МЕЖГОСУДАРСТВЕННЫЙ КООРДИНАЦИОННЫЙ СОВЕТ (МКС) ПО ФИЗИКЕ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ	16
<b>Моргунов Р.Б., Осипьян Ю.А., Tanimoto Y., Шмурак С.З.</b> (Черноголовка, Оренбург, Хиросима/Япония) ИЗМЕНЕНИЕ АТОМНОЙ СТРУКТУРЫ НАНОКЛАСТЕРОВ МЕТАЛЛОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ 15 ТЛ И МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ДИАМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛАХ.	19
<b>Бетехтин В.И., Слущкер А.И., Кадомцев А.Г.</b> (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ.	20
<b>Зайченко С.Г., Качалов В.М., Глезер А.М.</b> (Москва) ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АМОРФНЫХ СПЛАВОВ	21
<b>Зайченко С.Г., Рот С., Глезер А.М.</b> (Москва, Дрезден/Германия) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ НА ВЕЛИЧИНУ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО $\Delta T$ -ЭФФЕКТА	21
<b>Глезер А.М., Пермякова И.Е.</b> (Москва) МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ ПРИ ПЕРЕХОДЕ ИЗ АМОРФНОГО В КРИСТАЛЛИЧЕСКОЕ СОСТОЯНИЕ	22
<b>Веттегрень В.И., Щербаков И.П., Мамалинов Р.И.</b> (Санкт-Петербург) МЕХАНОЛЮМИНЕСЦЕНЦИЯ ПРИ СУХОМ ТРЕНИИ КВАРЦА И ПОЛИМЕРОВ О СТАЛЬ.	23
<b>Мильман Ю.В.</b> (Киев/ Украина) НОВЫЕ МЕТОДИКИ ИНДЕНТИРОВАНИЯ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ.	24
<b>Мильман Ю.В., Чугунова С.И., Гончарук В.А., Гончарова И.В.</b> (Киев/ Украина) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМА ДЕФОРМАЦИИ ДВОЙНИКУЮЩИХСЯ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ХРОМА МЕТОДОМ ИНДЕНТИРОВАНИЯ И АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ.	25
<b>Арутюнян Р.А., Морозов Н.Ф.</b> (Санкт-Петербург) ПРОБЛЕМА РАДИАЦИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ В МЕХАНИКЕ МАТЕРИАЛОВ	26
<b>Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Плужников С.Н., Кириллов А.М.</b> (Тамбов) ХАРАКТЕРИСТИКИ ДВОЙНИКОВАНИЯ, СОПУТСТВУЮЩЕГО РАЗРУШЕНИЮ ОЦК СПЛАВА Fe+3,25%Si	27
<b>Плужникова Т.Н., Федоров В.А., Кириллов Р.А., Чиванов А.В.</b> (Тамбов) ИЗМЕНЕНИЕ ДЛИН ПРОБЕГОВ ДИСЛОКАЦИЙ В ЦГК ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ МАЛЫХ ДОЗ РЕНТГЕНОВСКОГО ИЗЛУЧЕНИЯ	28

<b>Федоров В.А., Чемеркина М.В., Плужникова Т.Н., Кириллов Р.А.</b> (Тамбов) ПЛАСТИЧНОСТЬ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ УФ ИЗЛУЧЕНИЯ	29
<b>Плужникова Т.Н., Лимонов Д.Н., Иванов В.М., Лановая А.В.</b> (Тамбов) МУАРОВЫЕ КАРТИНЫ ДЕФЕКТОВ ПРОВОДНИКОВ, ПОЛУЧЕННЫЕ ЭЛЕКТРОННО-ОПТИЧЕСКИМ МЕТОДОМ	30
<b>Стерелюхин А.А., Федоров В.А., Карьев Л.Г.</b> (Тамбов) РОСТ И РАСТВОРЕНИЕ КРИСТАЛЛОВ В АМОРФНОЙ ФАЗЕ LiF ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИЗЛУЧЕНИЯ ВИДИМОГО ДИАПАЗОНА	31
<b>Наймарк О.Б.</b> (Пермь) СТРУКТУРНО-СКЕЙЛИНГОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В АНСАМБЛЯХ ДЕФЕКТОВ И НЕКОТОРЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СЛОЖНЫХ СИСТЕМ.	32
<b>Колобов Ю.Р., Липницкий А.Г.</b> (Белгород) ДИФфуЗИОННО-КОНТРОЛИРУЕМЫЕ ПРОЦЕССЫ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН И ПЛАСТИЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ	33
<b>Головин Ю.И., Коренков В.В.</b> (Тамбов) ПЕРЕКЛЮЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ НЕУСТОЙЧИВОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ МАСШТАБА И СКОРОСТИ НАГРУЖЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ ДИНАМИЧЕСКОГО НАНОИНДЕНТИРОВАНИЯ КОВАЛЕНТНЫХ КРИСТАЛЛОВ И КЕРАМИК.	34
<b>Головин Ю.И., Тюрин А.И., Юнак М.А., Бойцов Э.А., Повернинова Г.В., Мелехов С.А., Хлебников В.В.</b> (Тамбов) РОЛЬ СКОРОСТНОГО ФАКТОРА В ФОРМИРОВАНИИ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И МИКРОМЕХАНИЗМОВ МАССОПЕРЕНОСА ПРИ НОРМАЛЬНОЙ И ЛАТЕРАЛЬНОЙ МИКРО- И НАНОКОНТАКТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	35
<b>Головин Ю.И., Иволгин В.И.</b> (Тамбов) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ СКОРОСТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ СПЛАВА Al-2,7%Mg	36
<b>Головин Ю.И., Тюрин А.И., Юнак М.А.</b> (Тамбов) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОРЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ В ЗОНЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ	37
<b>Головин Ю.И., Тюрин А.И., Повернинова Г.В.</b> (Тамбов) ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗОНЫ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА УСЛОВИЯ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В Si ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ	38
<b>Джежора А.А., Рубаник В.В.</b> (Витебск/Беларусь) ТРЕХЗАЖИМНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАТЕЛИ С ОХРАННЫМИ ЭЛЕКТРОДАМИ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ФОРМЫ	39
<b>Опарин В.Б., Штеренберг А.М.</b> (Самара) ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ ПЛЕНОК И НАНОСИСТЕМ В ТЛЕЮЩЕМ РАЗРЯДЕ.	40
<b>Клявин О.В., Никифоров А.В., Шпейзман В.В.</b> (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПРИМЕСИ МАГНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ДИСЛОКАЦИОННУЮ СТРУКТУРУ МОДЕЛЬНЫХ СЛОИСТЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ ТИПА LiF-LiF: Mg.	41

<b>Малыгин Г.А.</b> (Санкт-Петербург) ДЕФОРМАЦИОННЫЕ СТРУКТУРЫ В ОБЛУЧЕННЫХ НЕЙТРОНАМИ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ	42
<b>Прокошкин С.Д., Хмелевская И. Ю., Белоусов М. Н., Коротницкий А. В., Макушев С. Ю., Добаткин С. В., Столяров В. В., Жариков А. И., Валиев Р. З., Прокофьев Е. А.</b> (Москва, Уфа) СРАВНИТЕЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВОВ Ti-Ni-Fe ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ, ВТМО И РКУ-ПРЕССОВАНИЯ	43
<b>Липницкий А. Г., Иванов А. В., Колобов Ю. Р.</b> (Белгород, Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ГЦК МЕТАЛЛАХ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ СТАТИКИ	44
<b>Криштал М.М., Рюмкин М.О.</b> (Тольятти) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ОКСИДНОГО СЛОЯ, ПОЛУЧАЕМОГО МЕТОДОМ МИКРОДУГОВОГО ОКСИДИРОВАНИЯ	45
<b>Криштал М.М., Мерсон Д.Л., Чугунов А.В., Разуваев А.А.</b> (Тольятти) СПЕКТРАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ КАК ОТРАЖЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ТРУЩИХСЯ ПОВЕРХНОСТЕЙ	47
<b>Баяндин Ю.В., Наймарк О.Б.</b> (Пермь) ИССЛЕДОВАНИЕ ФОРМИРОВАНИЯ УПРУГОГО ПРЕДВЕСТНИКА УДАРНОЙ ВОЛНЫ ПРИ ДОГРУЗКЕ И РАЗГРУЗКЕ	49
<b>Глезер А.М., Кареев С.И., Шеляков А.В.</b> (Москва) ЭЛЕКТРО-МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ TiNi С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	50
<b>Gromova A.V., Lebovshkin V.M., Tsellermaer V.Ya., Ivanov Yu.F., Kozlov E.V.</b> (Новокузнецк, Томск) DISLOCATION SUBSTRUCTURE OF LOW-CARBON STEEL EVOLUTION ON DRAWING AND UPSETTING	51
<b>Kovalenko V.V., Kozlov E.V., Popova N.A., Gromov V.E.</b> (Новокузнецк, Томск) DECOMPOSITION WAYS OF PLATE-PEARLITE STRUCTURE.	52
<b>Yur'ev A.B., Morozov M.M., Gromov V.E., Ivanov Yu.F., Kozlov E.V., Chinokalov V.Ya.</b> (Новокузнецк, Томск) STRUCTURAL-PHASE STATES IN THERMOSTRENGTHENED REINFORCEMENT.	53
<b>Багаутдинов А.Я., Будовских Е.А., Цвиркун О.А., Иванов Ю.Ф., Мартусевич Е.В., Громов В.Е.</b> (Новокузнецк) КАРБОБОРИРОВАНИЕ ЖЕЛЕЗА И НИКЕЛЯ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ СПОСОБОМ.	54
<b>Воробьев С.В., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е., Соснин О.В.</b> (Новокузнецк, Томск) ЭВОЛЮЦИЯ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ.	55
<b>Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Чинокалов В.Я., Громов В.Е.</b> (Новокузнецк, Томск) ПРИРОДА ДЕГРАДАЦИИ РАБОЧЕЙ ЗОНЫ ПЛАЗМЕННО-УПРОЧНЕННЫХ ЧУГУННЫХ ВАЛКОВ ПОСЛЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ.	56

<b>Климашин С.И., Козлов Э.В., Попова Н.А., Громов В.Е., Коновалов С.В.</b> (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ЗАКАЛКЕ СРЕДНЕЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ.	57
<b>Микрюков В.Р., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Чинокалов В.Я., Громов В.Е., Коновалов С.В.</b> (Новокузнецк, Томск) ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ДЕГРАДАЦИИ СВОЙСТВ СТРОИТЕЛЬНОЙ АРМАТУРЫ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ.	58
<b>Малиновская В.А., Попова Н.А., Сизоненко Н.Р., Козлов Э.В.</b> (Томск) АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛИ ПОСЛЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ И ОТПУСКА.	59
<b>Тихонькова О.В., Попова Н.А., Громов В.Е., Козлов Э.В., Коновалов С.В.</b> (Новокузнецк, Томск) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ЗАКАЛКИ НА ТИПЫ МОРФОЛОГИЧЕСКИХ СОСТАВЛЯЮЩИХ $\alpha$ -ФАЗЫ И СОСТОЯНИЕ АУСТЕНИТА	60
<b>Гаврилюк В.Г.</b> (Киев/Украина) УГЛЕРОД, АЗОТ И ВОДОРОД В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА: ПОДОБИЕ И РАЗЛИЧИЕ ВО ВЛИЯНИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА.	61
<b>Болдырев Д.А.</b> (Тольятти) ЭФФЕКТИВНЫЕ МЕТОДЫ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ДЕТАЛЕЙ ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА, РАБОТАЮЩИХ В УСЛОВИЯХ СУХОГО АБРАЗИВНОГО ТРЕНИЯ И ТЕПЛОСМЕН	62
<b>Соковиков М.А.</b> (Пермь) ЧИСЛЕННОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ АВТОМОДЕЛЬНОСТИ И ВОЛНОВОГО ХАРАКТЕРА ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ ПРИ ВЫСОКИХ СКОРОСТЯХ НАГРУЖЕНИЯ КАК РЕЗУЛЬТАТА КОЛЛЕКТИВНЫХ ПРОЦЕССОВ В СИСТЕМЕ МИКРОСДВИГОВ.	63
<b>Демидов А.В.</b> (Санкт-Петербург) КОМПЬЮТЕРНОЕ ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ТЕРМОВЯЗКОУПРУГОСТИ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ.	64
<b>Чертов В.М., Фетисов Г.П.</b> (Москва) ВЫБОР СТАЛИ ПО ЕЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫМ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИМ СВОЙСТВАМ.	65
<b>Юрьев А. Б., Чинокалов В.Я., Ефимов О.Ю., Симаков В.П., Шитик Е.В.</b> (Новокузнецк) ВЛИЯНИЕ ПЛАЗМЕННОЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ И СВОЙСТВА ЧУГУНА С ШАРОВИДНЫМ ГРАФИТОМ.	66
<b>Савенко В.С.</b> (Мозырь/Беларусь) РОЛЬ ПОНДЕРМОТОРНЫХ ФАКТОРОВ В ЯВЛЕНИИ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ДВОЙНИКОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ ВИСМУТА В УСЛОВИЯХ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУР.	67
<b>Петрунин В.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е., Пискаленко В.В.</b> (Новокузнецк) ДИСЛОКАЦИОННЫЕ СТРУКТУРЫ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СТАЛИ.	68
<b>Цвиркун О. А., Будовских Е. А., Громов В. Е.</b> (Новокузнецк) ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРОЕНИЯ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ НИКЕЛЯ	69

<b>Терушкина О.Б., Сталевич А.М.</b> (Санкт-Петербург) ВЯЗКОУПРУГОСТЬ ТКАНЕЙ ТЕХНИЧЕСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ.	70
<b>Смирнов Б.И., Смирнов И.А., Кардашев Б.К., Марков Л.К., Орлова Т.С., Парфеньева Л.С., Шелых А.И., Varela-Feria F.M., Martinez-Fernandez J., de Arellano-Lopez A.R., Misiorek H.</b> (Санкт-Петербург, Sevilla/ Spain, Wroclaw/ Poland) СТРУКТУРА И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДНОЙ БИОМАТРИЦЫ ДЕРЕВА И БИОМОРФНОГО КОМПОЗИТА SiC/Si НА ЕЕ ОСНОВЕ.	71
<b>Головин Ю.И., Дуб С.Н.</b> (Тамбов) НАНОКОНТАКТНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	72
<b>Кульков В.Г., Жихарева М.Г.</b> (Волжский) ПОРООБРАЗОВАНИЕ НА МЕЖЗЕРЕННОЙ ГРАНИЦЕ С ОДНОМЕРНЫМИ СТУПЕНЬКАМИ.	73
<b>Кравцов А. В.</b> (Екатеринбург) ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ПЕРЕГИБОВ.	74
<b>Дегтярев М. В., Чашухина Т. И., Воронова Л. М.</b> (Екатеринбург) ОЦЕНКА СТЕПЕНИ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	75
<b>Игнатьева Д.Н., Чумаченко Е.Н., Бабунашвили Г.Б.</b> (Москва) ОЦЕНКА ПРОЧНОСТИ ВРЕМЕННЫХ ЗУБНЫХ ПРОТЕЗОВ	76
<b>Носкова Н.И., Вильданова Н.Ф., Елкина О.А., Чурбаев Р.В.</b> (Екатеринбург) ДЕФОРМАЦИЯ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ FeTi <sub>2</sub> , V <sub>3</sub> Ti <sub>2</sub> и V <sub>15</sub> Ni <sub>10</sub> Si <sub>6</sub>	77
<b>Носкова Н.И.</b> (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ МЕХАНИЗМА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ С РАЗНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ПО РАЗМЕРУ НАНОЗЕРЕН	77
<b>Лозенко В.В., Шепелевич В.Г.</b> (Минск/Беларусь) МИКРОТВЕРДОСТЬ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЫГ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Zn–Al	78
<b>Kisel V.P.</b> (Черноголовка) UNIVERSALITY OF AMPLITUDE AND FREQUENCY DEPENDENCES OF HARDENING AND SOFTENING IN MATERIALS	80
<b>Kisel V.P.</b> (Черноголовка) UNIVERSAL MECHANISMS OF DISLOCATION MOTION AND MULTIPLICATION IN SOLIDS UNDER ULTRASOUND, CREEP, IMPACT AND SHOCK WAVE STRESSES	81
<b>Неверова Т.И., Неверов В.В.</b> (Новокузнецк) НЕЛОКАЛЬНОЕ ОПИСАНИЕ ТРЕЩИН	82
<b>Палистрант Н.А., Бивол В.В., Робу С.В.</b> (Кишинев/Молдова) ВЛИЯНИЕ РАЗНОГО ВИДА ОБЛУЧЕНИЯ НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СОПОЛИМЕРОВ НА ОСНОВЕ АМИНОСТИРОЛА	83
<b>Палистрант Н.А., Бивол В.В., Робу С.В., Смертенко П.С., Дмитриев О., Реутов В.Ф.</b> (Кишинев/Молдова, Киев/Украина, Дубна) ЭФФЕКТЫ ПАМЯТИ ФОРМЫ И ЭЛАСТИЧНОСТИ В НОВЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ АМИНОСТИРОЛА	84

<b>Столяров В.В.</b> (Москва) СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ И СВОЙСТВА СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ СПЛАВОВ TiNi	85
<b>Белоусов Н.Н.</b> (Донецк/ Украина) МЕХАНОАКТИВАЦИЯ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ И НЕУПРУГИЕ ЯВЛЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	86
<b>Алексеева Т.Н., Барахтин Б.К., Варгасов Н.Р., Лебедева Н.В., Рыбин В.В.</b> (Санкт-Петербург) МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОСТЬ ГРАНИЦ В ДОМЕНАХ ДЕФОРМАЦИИ ПОСЛЕ ПЛАСТОМЕТРИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ ЖЕЛЕЗА В УСЛОВИЯХ ГОРЯЧЕГО СЖАТИЯ	87
<b>Мосейко В.В.</b> (Волгоград) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ МНОГОКРАТНОГО ДИНАМИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОГО КОНТРЕЛА СФЕРИЧЕСКИМ ИНДЕНТОРОМ ПО ДИАГРАММЕ ЕГО НЕПРЕРЫВНОГО ВДАВЛИВАНИЯ	88
<b>Панфилов П.Е.</b> (Екатеринбург) ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И СОБСТВЕННЫЙ МЕХАНИЗМ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ТУГОПЛАВКОГО МЕТАЛЛА С ГЦК-РЕШЕТКОЙ	89
<b>Скотникова М.А., Мотовилина Г.Д., Штельмах С.В., Ланина А.А.</b> (Санкт-Петербург) УЧЕТ ВОЛНОВОЙ ТЕОРИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ПРИ КАПЛЕУДАРНОЙ ЭРОЗИИ ЛОПАТОК ПАРОВЫХ ТУРБИН	90
<b>Метлов Л.С., Анциферов А.В.</b> (Донецк/Украина) НЕРАВНОВЕСНАЯ ТЕРМОДИНАМИКА РАЗРУШЕНИЯ КВАЗИХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ.	91
<b>Метлов Л.С.</b> (Донецк/Украина) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ ЯДЕР ДИСЛОКАЦИЙ НА СВОЙСТВА НАНОМАТЕРИАЛОВ.	92
<b>Махнева Т.М.</b> (Ижевск) ФОРМИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ, ПОДВЕРГНУТЫХ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ (ИПД)	93
<b>Яшников В.П.</b> (Черноголовка) ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ПРИНЦИПЫ ТЕКСТУРНОГО АНАЛИЗА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	94
<b>Осташев В.В., Шевченко О.Д.</b> (Псков) МОДЕЛИРОВАНИЕ МИКРОПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В НЕЧЕТКОЙ СРЕДЕ	95
<b>Вьюненко Ю.Н., Журбенко П.Н.</b> (Санкт-Петербург) ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И УПРАВЛЕНИЕ ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	96
<b>Шибков А.А., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Золотов А.Е.</b> (Тамбов) КИНЕТИКА СКАЧКООБРАЗНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА АМг6.	97
<b>Шибков А.А., Казаков А.А., Верченев А.А.</b> (Тамбов) ДИНАМИКА ВЕТВЛЕНИЯ ДЕНДРИТОВ ЛЬДА	98

<b>Шибков А.А., Желтов М.А., Денисов Е.К., Михлик Д.В., Алпатов Д.М.</b> (Тамбов) СКАЧКООБРАЗНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu–Zn В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ 300–700 К.	99
<b>Карькина Л.Е., Медведева Н.И.</b> (Екатеринбург) КОГЕЗИОННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ $\alpha$ И $\gamma$ ФАЗ ЖЕЛЕЗА, ИХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ С УГЛЕРОДОМ И ЦЕМЕНТИТА	100
<b>Яковенкова Л.И., Карькина Л.Е., Елкина О.А.</b> (Екатеринбург) ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИЗУЧЕНИЕ МИКРОТРЕЩИН В Ti <sub>3</sub> Al	101
<b>Кукушкин С.А.</b> (Санкт-Петербург) НАЧАЛЬНЫЕ СТАДИИ ОБРАЗОВАНИЯ ПОР И МИКРОТРЕЩИН В ХРУП- КИХ ТЕЛАХ ПОД НАГРУЗКОЙ	102
<b>Атрошенко С.А., Ермолаев В.А., Наумова Н.С.</b> (Санкт-Петербург) ДИНАМИЧЕСКАЯ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В МЕДИ ПРИ УДАРНОМ НА- ГРУЖЕНИИ	102
<b>Атрошенко С.А., Баркова Е.Г., Разоренов С.В.</b> (Санкт-Петербург) ОТКЛИК СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-ni НА УДАРНОЕ НАГРУЖЕ- НИЕ	103
<b>Смирнов А. Е., Беккауер Н. Н., Волошин А. Э.</b> (Москва) ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ МАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРО- ТВЕРДОСТЬ НЕМАГНИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ KDP И ADP	104
<b>Ушаков И.В., Поликарпов В.М.</b> (Тамбов) ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ АМОРФНЫХ МЕ- ТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ ЛОКАЛЬНОМУ НАГРУ- ЖЕНИЮ ИНДЕНТОРАМИ РАЗЛИЧНОЙ ГЕОМЕТРИЧЕСКОЙ ФОРМЫ.	105
<b>Зуев Л. Б., Данилов В.И., Баранникова С. А., Полетика Т. М.</b> (Томск) ВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ: СТАДИЙНОСТЬ И УСТОЙЧИВОСТЬ ТЕЧЕНИЯ, ПЕРЕХОД К РАЗРУШЕНИЮ.	106
<b>Бродова И.Г.</b> (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В Al СПЛАВАХ С ТУГО- ПЛАВКИМИ МЕТАЛЛАМИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИ- ЯХ В ЖИДКОМ И ТВЕРДОМ СОСТОЯНИЯХ	107
<b>Исаев Н.В., Нацик В.Д., Пустовалов В.В., Фоменко В.С., Шумилин С.Э.</b> (Харьков/Украина) НИЗКОТЕМПЕРАТУРНАЯ АНОМАЛИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ КОНЦЕНТРИ- РОВАННЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Pb-In	108
<b>Ситдииков В. Д., Александров И. В., Коршунов А. И., Ведерникова И. И.</b> (Уфа, Саров) АНАЛИЗ ОДНОРОДНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ДЕФОР- МАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ МЕДИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	109
<b>Байкова Л. Г., Пух В. П., Синани А. Б., Тихонова Л. В., Киреенко М. Ф.</b> (Санкт-Петербург) ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТИ И МОДУЛЯ УПРУГОСТИ ФОСФАТНЫХ СТЕКОЛ ОТ ИХ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА	110
<b>Лазовский И.М., Логинова С.В.</b> (Петрозаводск) ВИЗУАЛИЗАЦИЯ ПРОСТРАНСТВЕННОГО РАСПОЛОЖЕНИЯ АТОМОВ В КЛАСТЕРЕ.	111



<b>Житару Р.П., Рахвалов В. А.</b> (Кишинев/Молдова) ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ MgO.	112
<b>Ермолаев Г.Н.</b> (Троицк) ПОДВИЖНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ И МЕХАНИЧЕСКОЕ ПОВЕДЕНИЕ ЩЕЛОЧНО-ГАЛОИДНЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКИХ ДАВЛЕНИЯХ	113
<b>Сталевич А.М., Слуцкер Г.Я., Столяров О.Н.</b> (Санкт-Петербург) МЕХАНИЧЕСКАЯ РЕЛАКСАЦИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АРМИРУЮЩИХ ВОЛОКОН И НИТЕЙ.	114
<b>Никифороенко В. Н., Босин М. Е.</b> (Харьков/Украина) ВЫДЕЛЕНИЕ ЭНЕРГИИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ ПРИ 4,2 К	115
<b>Никифороенко В.Н., Босин М.Е.</b> (Харьков/Украина) ДИСЛОКАЦИИ КАК ИСТОЧНИКИ ВЫСОКОЧАСТОТНЫХ ВОЛН ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ, ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ С ЭЛЕКТРОНАМИ, В МОНОКРИСТАЛЛАХ ЦИНКА ПРИ 1,5 К	116
<b>Малашенко В.В.</b> (Донецк/Украина) ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРОВ ПРИМЕСНЫХ АТОМОВ НА ДИНАМИЧЕСКОЕ ТОРМОЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИИ В ОБЛАСТИ КОЛЛЕКТИВНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ	117
<b>Малашенко В.В.</b> (Донецк/Украина) ВОЗМОЖНЫЙ МЕХАНИЗМ ДИНАМИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ЭЛЕМЕНТА ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТЕНКИ В КРИСТАЛЛЕ С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ ПРИМЕСИ.	118
<b>Затульский Г. З., Мурасов М. Е.</b> (Киев/Украина) ТРИБОТЕХНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДНЫХ СПЛАВОВ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	119
<b>Пинчук А. И., Слесарев С. Г.</b> (Мозырь/Беларусь) ДВОЙНИКОВАНИЕ В КРИСТАЛЛАХ СУРЬМЫ В УСЛОВИЯХ ВОЗДЕЙСТВИЯ СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКИ И ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ	120
<b>Сироткин Д. Е., Никитин В. И., Плотникова Т. Н., Зоненберг Н. Н.</b> (Тольятти/Самара) ПОВЫШЕНИЕ СВОЙСТВ БЕЗВОДНЫХ СМЕСЕЙ НА ОРГАНОБЕНТОНИТОВОМ СВЯЗУЮЩЕМ	121
<b>Дударев Е.Ф., Скосырский А.Б., Гирсова Н.В., Колобов Ю.Р., Малеткина Т.Ю., Гришков В.Н., Кашин О.А.</b> (Томск, Белгород) ИЗМЕНЕНИЯ СТРУКТУРЫ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩЕМ ОТЖИГЕ	122
<b>Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Сучкова Н.Ю., Карцев С.В., Толотаев М.Ю.</b> (Тамбов) НЕМОНОТОННОЕ РАЗУПРОЧНЕНИЕ КРЕМНИЯ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СЛАБОИНТЕНСИВНОГО БЕТА-ОБЛУЧЕНИЯ	123
<b>Коротаев А. Д., Тюменцев А. Н., Пинжин Ю. П.</b> (Томск) СВЕРХТВЕРДЫЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ И НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ.	124

<b>Сурсаева В.Г., Митрофанова В.К.</b> (Черноголовка) ЭВОЛЮЦИЯ И СТАБИЛЬНОСТЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В ДВУМЕРНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ.	125
<b>Ильинский А. И., Зубков А. И.</b> (Харьков/Украина) СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ НАНОДИСПЕРСНЫХ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ	126
<b>Ильинский А. И., Зубков А. И., Зозуля Э. В., Субботин А. В., Зеленская Г. И.</b> (Харьков/Украина) ТЕМПЕРАТУРНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ Cu–W, Cu–Ta, Cu–Mo	127
<b>Разоренов С. В., Канель Г. И Савиных А. С.</b> (Черноголовка) СИЛЬНОЕ РАСТЯЖЕНИЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ.	128
<b>Мейснер Л. Л., Сивоха В. П., Лотков А. И., Ротштейн В. П.</b> (Томск) СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ НИКЕЛИДА ТИТАНА, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ИОННЫМИ И ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ.	129
<b>Плехов О.А, Уваров С.В., Наймарк О.Б.</b> (Пермь) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДОВ В АНСАМБЛЕ МЕЗОДЕФЕКТОВ НА ПРОЦЕССЫ НАКОПЛЕНИЯ И ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ В МЕТАЛЛАХ.	130
<b>Кашенко М.П., Скорикова Н.А., Чашина В.Г.</b> (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ, МЕНЯЮЩЕЙ СИММЕТРИЮ РЕШЕТКИ, НА УСЛОВИЯ ГЕНЕРАЦИИ УПРУГИХ ВОЛН НЕРАВНОВЕСНЫМИ ЭЛЕКТРОНАМИ.	131
<b>Викарчук А. А., Ясников И. С., Талалова Е. В. , Денисова Д. А.</b> (Тольятти) ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ, ФОРМИРУЮЩИХСЯ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ	132
<b>Ясников И. С., Викарчук А. А., Довженко О. А., Тюрков М. Н.</b> (Тольятти) РАЗРУШЕНИЕ ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ, ОБУСЛОВЛЕННОЕ УПРУГИМИ ПОЛЯМИ ДЕФЕКТОВ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА	133
<b>Аникин А.В., Литвинов Ю.М.</b> (Зеленоград) РЕНТГЕНОВСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ НАРУШЕНИЙ В ПЛАСТИНАХ САПФИРА ОРИЕНТАЦИИ $(10\bar{1}2)$ , ВОЗНИКАЮЩИХ НА РАЗЛИЧНЫХ ЭТАПАХ ОБРАБОТКИ.	136
<b>Федоровский Г. Д., Морозов В. А.</b> (Санкт-Петербург) ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ КЕРАМИК	137
<b>Камышанченко Н.В., Неклюдов И.М., Кузьменко И.Н., Роганин М.Н., Гальцев А.В.</b> (Харьков/Украина, Белгород, ) ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НА ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ ХРОМО-НИКЕЛЕВОЙ СТАЛИ.	138
<b>Веремейчик А.И., Хвисевич В.М., Сазонов М.И., Якушевич С.</b> (Брест/Беларусь, Белосток/Польша) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЕЙ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ДВИЖУЩЕГОСЯ ИСТОЧНИКА ТЕПЛА	140

<b>Веремейчик А.И., Сазонов М.И., Хвисевич В.М., Цыганов Д.Л.</b> (Брест/ Беларусь) ИССЛЕДОВАНИЕ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ ПОВЕРХНОСТНОЙ ПЛАЗМЕННОЙ ЗАКАЛКОЙ	141
<b>Бучельников В.Д., Козак А.Ф., Коледов В.В., Костюк Д.А., Кузавко Ю.А., Ховайло В.В., Шавров В.Г.</b> (Брест/Беларусь, Челябинск, Москва) АКУСТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА ГЕЙСЛЕРА В ОБЛАСТИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ	142
<b>Козак А.Ф., Костюк Д.А., Кузавко Ю.А., Шавров В.Г.</b> (Брест/Беларусь, Москва) ОТРАЖЕНИЕ АКУСТИЧЕСКИХ СИГНАЛОВ ОТ ГРАНИЦЫ С ДИССИПАТИВНО-ДИСПЕРСИОННОЙ СРЕДОЙ	143
<b>Козак А.Ф., Костюк Д.А., Кузавко Ю.А.</b> (Брест/Беларусь) ОТРАЖЕНИЕ АКУСТИЧЕСКОЙ ВОЛНЫ ОТ ГРАНИЦЫ С ДИССИПАТИВНОЙ СРЕДОЙ В МОДЕЛИ ТЕЛА ЗИНЕРА	144
<b>Кузавко Ю.А.</b> (Брест/Беларусь) РАСПРОСТРАНЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ АКУСТИЧЕСКОЙ ВОЛНЫ НА ГРАНИЦЕ С РЕОЛОГИЧЕСКОЙ СРЕДОЙ	145
<b>Кустов А.И., Мигель И.А.</b> (Воронеж) ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЗНАЧЕНИЙ ФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СПЕЧЕННЫХ ПЬЕЗОКЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ АКУСТИЧЕСКИХ ВОЛН ГИГАГЕРЦЕВОГО ДИАПАЗОНА	146
<b>Кустов А.И., Мигель И.А.</b> (Воронеж) ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДЕФОРМАЦИИ И ВЫЯВЛЕНИЕ ПРЕДЕЛЬНЫХ СОСТОЯНИЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПРИМЕНЕНИЕМ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА	147
<b>Кустов А.И., Мигель И.А.</b> (Воронеж) ИЗУЧЕНИЕ МЕХАНИЗМОВ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО И ДИФфуЗИОННОГО ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	148
<b>Кустов А.И., Мигель И.А.</b> (Воронеж) ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ СТРОЕНИЯ ПОЛИМЕРНЫХ ПЬЕЗОКОМПОЗИТОВ И ВЫЯСНЕНИЕ ЕГО ВЛИЯНИЯ НА СВОЙСТВА ЭТИХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДОВ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ	149
<b>Болдырева Я.А., Мигель И.А., Кустов С.А.</b> (Воронеж) ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУР СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ И ОПРЕДЕЛЕНИЯ ПАРАМЕТРОВ, ХАРАКТЕРИЗУЮЩИХ ИХ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	151
<b>Беспалова И.В., Теплякова Л.А., Лычагин Д.В.</b> (Томск) РАЗВИТИЕ ФРАГМЕНТАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ СЖАТИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ	152
<b>Теплякова Л.А., Лычагин Д.В.</b> (Томск) ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ ГЦК МОНОКРИСТАЛЛОВ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ	153
<b>Смирнов С.В., Пугачева Н.Б., Экземплярова Е.О., Антенорова Н.П.</b> (Екатеринбург) МЕТОД ОПРЕДЕЛЕНИЯ МОДУЛЯ УПРУГОСТИ СТРУКТУРНО-НЕОДНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ	154

<b>Пугачева Н.Б., Смирнов С.В., Мясникова М.В., Экземплярова Е.О., Антенорова Н.П.</b> (Екатеринбург) ИССЛЕДОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МНОГОСЛОЙНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ	155
<b>Старостенков М.Д., Дудник Е.А.</b> (Барнаул, Рубцовск) ТОЧЕЧНЫЕ ДЕФЕКТЫ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЦЕСС РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ В СПЛАВЕ $Cu_3Au$	156
<b>Аргунова Т. С. , Гуткин М. Ю. , Шейнерман А. Г., Yi J. M., Je J. H., Нагалюк С. С., Мохов Е. Н.</b> (Санкт-Петербург, Pohang/Korea) ОБРАЗОВАНИЕ И РАЗВИТИЕ МИКРОНЕСПЛОШНОСТЕЙ ПО ГРАНИЦАМ ВКЛЮЧЕНИЙ ПОЛИТИПОВ В КРИСТАЛЛАХ КАРБИДА КРЕМНИЯ	157
<b>Бобылев С. В., Гуткин М. Ю., Овидько И. А.</b> (Санкт-Петербург) ЗАРОЖДЕНИЕ ПЕТЕЛЬ ЧАСТИЧНЫХ И РАСЩЕПЛЕННЫХ ДИСЛОКАЦИЙ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛАХ	158
<b>Гуткин М. Ю.</b> (Санкт-Петербург) НЕСИНГУЛЯРНЫЕ УПРУГИЕ ПОЛЯ ДИСЛОКАЦИЙ, ДИСКЛИНАЦИЙ И ВКЛЮЧЕНИЙ В ГРАДИЕНТНОЙ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ	159
<b>Гуткин М. Ю., Овидько И. А., Скиба Н. В.</b> (Санкт-Петербург) ОБРАЗОВАНИЕ НАНОТРЕЩИН НА ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ДИСКЛИНАЦИЯХ В НАНОКОМПОЗИТНЫХ МАТЕРИАЛАХ	160
<b>Захватова М. В., Гильмутдинов Ф. З., Баянкин В. Я., Никитин А. В., Паршуков Л. И.</b> (Ижевск) МОДИФИКАЦИЯ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТОНКИХ ФОЛЬГ МОДЕЛЬНОГО СПЛАВА $Cu_{60}Ni_{40}$ ПРИ ИМПУЛЬСНОМ ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	161
<b>Смирнов В.Н., Ляшенко Л.В., Паршуков Л.И., Гильмутдинов Ф.З.</b> (Ижевск) ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНОГО ШВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА.	162
<b>Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Игнатъева Е.Ю.</b> (Черноголовка) ТОНКАЯ СТРУКТУРА НАНОКРСИТАЛЛОВ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ni	164
<b>Аронин А.С, Абросимова Г.Е., Добаткин С.В., Зверькова И.И., Матвеев Д.В., Рыбченко О.Г., Татьянин Е.В.</b> (Черноголовка) ОБРАЗОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПОД ДЕЙСТВИЕМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	165
<b>Классман П.А., Классман Е.Ю., Астанин В.В.</b> (Уфа) ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИСТОВОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT22	166
<b>Алексеев А.Д., Василенко Т.А., Слюсарев В.В., Фельдман Э.П.</b> (Донецк/Украина) ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ИСКОПАЕМЫХ УГЛЕЙ.	167
<b>Лазутова Е.Б.</b> (Тольятти) ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И НАГРУЗОЧНОЙ СПОСОБНОСТИ МФЛ ДЛЯ НАПРАВЛЯЮЩИХ ВТУЛОК ПЕРЕДНИХ СТОЕК АВТОМОБИЛЕЙ ВАЗ	168

<b>Авдейчик С.В., Струк В.А., Лиопо В.А., Кравченко В.И., Костюкович Г.А.</b> (Гродно/Беларусь) СТРУКТУРНО-ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ФОРМИРОВАНИЯ НАНОКОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ТЕРМОПЛАСТОВ.	169
<b>Авдейчик С.В., Лиопо В.А., Струк В.А., Кравченко В.И., Костюкович Г.А.</b> (Гродно/Беларусь) НАНОКОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ ТЕРМОПЛАСТОВ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ДИСПЕРСНЫМИ СИЛИКАТАМИ.	171
<b>Даль Ю.М., Пронина Ю.Г.</b> (Санкт-Петербург) МОДЕЛИРОВАНИЕ ЗАЛЕЧИВАНИЯ ПОРИСТОСТИ В ТВЕРДЫХ ТЕЛАХ	172
<b>Михайлов С.Б., Михайлова Н.А., Попова И.С.</b> (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ РЕГИСТРАЦИИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ ХРОМОНИКЕЛЕВЫХ СТАЛЕЙ В ИЗМЕРЕНИЯХ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ	173
<b>Грачев С.В., Михайлов С.Б., Рабинович С.В., Михайлова Н.А.</b> (Екатеринбург) ГЕТЕРОФАЗНЫЙ МЕХАНИЗМ ВИБРОПОГЛОЩЕНИЯ ЛИТЕЙНЫХ ИНВАРНЫХ СПЛАВОВ	174
<b>Ткачѳв С.П.</b> (Самара) БЕЗЭТАЛОННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРОВ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ЯЧЕЕК КУБИЧЕСКИХ СТРУКТУР	175
<b>Левин Д.М., Чуканов А.Н.</b> (Тула) МОДЕЛИРОВАНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ НА ОСНОВЕ РЕЛАКСАЦИОННЫХ КРИТЕРИЕВ ЛОКАЛЬНОГО ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ	176
<b>Чуканов А.Н., Чуканова А.А.</b> (Тула) ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В ОЦЕНКЕ ДЕГРАДАЦИИ И ДЕСТРУКЦИИ СТАЛЕЙ	177
<b>Первухин Л.Б., Рихтер Д.В.</b> (Черноголовка) ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ВТУЛОК ПОДШИПНИКОВ СКОЛЬЖЕНИЯ ПРИ ВНУТРЕННЕМ ПЛАКИРОВАНИИ ВЗРЫВОМ	178
<b>Первухина О.Л., Первухин Л.Б., Рихтер Д.В., Куртесов А.А.</b> (Черноголовка, Москва) ВЛИЯНИЕ НА СТРУКТУРУ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ СВАРКИ ВЗРЫВОМ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	179
<b>Первухина О.Л., Олейников Д.В.</b> (Черноголовка) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛА СТАЛЬ-ТИТАН, ПОЛУЧЕННОГО СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ.	180
<b>Шашурин Г.В., Хрущов М.М., Гасилов В.Ф.</b> (Москва) МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ГРАНУЛИРУЕМОГО НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЭП741НП ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ С УЧЕТОМ ПОЛЗУЧЕСТИ	181
<b>Гасилов В.Ф., Хрущов М.М., Шашурин Г.В.</b> (Москва) ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ КОРОТКИХ УСТАЛОСТНЫХ ТРЕЩИН МЕТОДОМ РЕНТГЕНОВСКОЙ АБСОРБЦИОННОЙ МИКРОСКОПИИ	181
<b>Скакoв Ю.А.</b> (Москва) ОБЪЕМНОЕ НАНОСТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ПОРОШКОВ В ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОЙ ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ КАК ВОЗБУЖДЕННОЕ СОСТОЯНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА	182

<b>Муктепавела, Ф. Бакрадзе Г.</b> (Рига/ Латвия) ФОРМИРОВАНИЕ И МИКРОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ МЕ/ОКСИД В УСЛОВИЯХ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЙ МЕТАЛЛА	183
<b>Старостенков М.Д., Попова Г.В., Полетаев Г.М., Коваленко В.В., Синяев Д.В.</b> (Барнаул, Новокузнецк) КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТЕЙ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ В ДВУМЕРНОМ МЕТАЛЛИЧЕСКОМ КОМПОЗИТЕ	184
<b>Тялин Ю.И., Тялина В.А., Федоров В.А., Золотова Д.В.</b> (Тамбов) ЗАРОЖДЕНИЕ МИКРОТРЕЩИН ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ДВОЙНИКОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ КАЛЬЦИТА	185
<b>Башмаков В.И., Чикова Т.С., Шавловская И.П.</b> (Гродно, Мозырь/Беларусь) ОСОБЕННОСТИ ГЕНЕРИРОВАНИЯ ДВОЙНИКУЮЩИХ ДИСЛОКАЦИЙ ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ ВИСМУТА СОСРЕДОТОЧЕННОЙ НАГРУЗКОЙ.	186
<b>Табачникова Е.Д., Бенгус В.З.</b> (Харьков/Украина) СРАВНЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ И УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ НИЗКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ.	187
<b>Старенченко В.А., Соловьёва Ю.В., Лычагин Д.В.</b> (Томск) МАКРОСКОПИЧЕСКАЯ ЛОКАЛИЗАЦИЯ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ С ГЦК СТРУКТУРОЙ. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ НАБЛЮДЕНИЯ И МОДЕЛИРОВАНИЕ.	188
<b>Старенченко С.В.</b> (Томск) ОБЩИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО И ТЕРМИЧЕСКОГО ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК.	189
<b>Андреев В. А., Афанасьев К. В., Михайлов А. С., Хусаинов М. А.</b> (Москва, В.Новгород) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВАХ TiNi.	190
<b>Красильников В.В., Савотченко С.Е., Пархоменко А.А.</b> (Белгород, Харьков/Украина) К ВОПРОСУ О ВЗАИМОДЕЙСТВИИ ДИСЛОКАЦИЙ В ОБЛУЧЕННЫХ ДЕФОРМИРУЕМЫХ МАТЕРИАЛАХ	191
<b>Рюмшина Т.А., Волкова Г.К., Лоладзе Л.В., Константинова Т.Е.</b> (Донецк/Украина) ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА ВТ22	192
<b>Волков А.Е.</b> (Санкт-Петербург) МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ СИСТЕМ С ЭЛЕМЕНТАМИ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	193
<b>Попов П.В., Перфилов В.А.</b> (Волгоград) РАЗРАБОТКА ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВОЧНЫХ КОМПОЗИЦИЙ	194
<b>Туманов Н.В.</b> (Москва) СТРУКТУРНАЯ МЕХАНИКА УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ – ТЕОРИЯ И ПРИМЕНЕНИЕ.	195
<b>Андронов И.Н.</b> (Ухта) ОБРАТИМЫЕ И НЕОБРАТИМЫЕ ДЕФОРМАЦИИ В МАТЕРИАЛАХ С КАНАЛАМИ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ	196

<b>Прозорова Э.В.</b> (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСИИ В ПЛОСКИХ ЗАДАЧАХ ТЕОРИИ УПРУГОСТИ	197
<b>Саркисян С.О., Мутафян М. Н., Никогосян Г. С., Фарманян А. Ж.</b> (Гюмри/Армения) НЕКОТОРЫЕ ЗАДАЧИ О ПРОЧНОСТИ И ЖЕСТКОСТИ МИКРОПОЛЯРНЫХ БАЛОК, ПЛАСТИН И ОБОЛОЧЕК	198
<b>Баяндин Ю.В., Леонтьев В.А., Пермяков С.Л., Наймарк О.Б.</b> (Пермь) К ОПРЕДЕЛЕНИЮ «ЭФФЕКТИВНЫХ ТЕМПЕРАТУР» ПЛАСТИЧЕСКИ ДЕФОРМИРУЕМОГО ТВЕРДОГО ТЕЛА	199
<b>Костюкович Г.А., Кравченко В.И., Кипнис М.Е., Дудко В.Т.</b> (Гродно/Беларусь) ФОРМИРОВАНИЕ АРМИРУЮЩИХ НАНОСТРУКТУР В СТАЛЯХ Пониженной прокаливаемости.	200
<b>Чантурия В.А., Бунин И.Ж., Ковалев А.Т.</b> (Москва) О МЕХАНИЗМАХ ДИССИПАЦИИ ЭНЕРГИИ МОЩНЫХ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ В ПРИРОДНЫХ МИНЕРАЛАХ-ПОЛУПРОВОДНИКАХ (МАГНИТНЫЙ ПИНЧ-ЭФФЕКТ)	201
<b>Дронов В.С.</b> (Тула) СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТНОМУ РАЗРУШЕНИЮ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ НАГРУЖЕНИЙ	202
<b>Коджаспиров Г.Е., Наумов А.А.</b> (Санкт-Петербург) УПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ В РЕЖИМАХ МНОГОСЛОЙНОЙ ПРОКАТКИ	203
<b>Васильев Л.С.</b> (Ижевск) АГРЕГАТНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ПЕРВИЧНЫХ ОЧАГАХ РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	204
<b>Бурнышев И.Н., Васильев Л.С., Лыс В.Ф.</b> (Ижевск) ПРОБЛЕМА РАСШИФРОВКИ АКУСТИЧЕСКИХ СИГНАЛОВ В ВОДОРОДОСОДЕРЖАЩИХ МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ	205
<b>Крахин О.И., Щетинкин Д.А.</b> (Москва) КЛАССИФИКАЦИЯ АКТИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ДВИГАТЕЛЕЙ И РЕКОМЕНДАЦИИ ПО ИХ ВЫБОРУ	206
<b>Крахин О.И., Щетинкин Д.А.</b> (Москва) ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ С ПАМЯТЬЮ	208
<b>Чаусов Н.Г., Пилипенко А.П., Параца В.Н.</b> (Киев/Украина) ВЛИЯНИЕ ВИБРАЦИИ НА КИНЕТИКУ РАЗРУШЕНИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ СТАЛЕЙ	209
<b>Литвинов М.Ю., Литвинов Ю.М., Скворцов В.Н.</b> (Зеленоград) ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ПЛАСТИН САПФИРА, ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПО ПЛОСКОСТЯМ (0001) и $(10\bar{1}2)$ .	210
<b>Багмутов В. П., Захаров И. Н., Иванников А. Ю., Захарова Е. Б.</b> (Волгоград) МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ В ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ	211
<b>Фомушкина О.А., Маркова Г.В.</b> (Тула) ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВОГО ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В СПЛАВЕ Mn45Cu55	212



<b>Гаврюшина Е.А., Маркова Г.В.</b> (Тула) ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПАРАМЕТРЫ ФОРМОВОССТАНОВЛЕНИЯ СПЛАВА Mn60-Cu40.	213
<b>Замятин В.М., Попов В.И., Московских О.П., Мушников В.С.</b> (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЙ-ЛИТИЕВОГО СПЛАВА 1441	214
<b>Куранаков С.Я.</b> (Барнаул) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ ПРОЧНОСТЬ ЖАРОПРОЧНЫХ ЛОПАТОЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ГАЗОВЫХ ТУРБИН.	215
<b>Шарипов И.З., Мулюков Х.Я., Имашев Р.Н.</b> (Уфа) АНИЗОТРОПИЯ И АНОМАЛИИ ТЕПЛОВОГО РАСШИРЕНИЯ СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ $Ni_{2,14}Mn_{0,81}Fe_{0,05}Ga$	216
<b>Чувильдеев В.Н., Пирожникова О.Э., Нохрин А.В.</b> (Н.Новгород) ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	217
<b>Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Макаров И.М., Копылов В.И.</b> (Н.Новгород) ПРЕДЕЛ ДИСПЕРГИРОВАНИЯ ЗЕРЕН ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	218
<b>Чувильдеев В. Н., Щавлева А. В.</b> (Н.Новгород) О РАЗМЕРЕ ЗЕРНА ДЛЯ ОПТИМАЛЬНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ	219
<b>Щавлева А.В., Смирнова Е.С., Чувильдеев В.Н.</b> (Н.Новгород) ВЛИЯНИЕ НЕБОЛЬШИХ ДОБАВОК ПРИМЕСЕЙ НА ЗЕРНОГРАНИЧНУЮ ДИФфуЗИЮ И МИГРАЦИЮ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В МЕТАЛЛАХ	220
<b>Богданов Р.И., Богданов М.Р., Нагорных С.Н.</b> (Москва, Н.Новгород) НОВЫЙ МЕХАНИЗМ РАЗРУШЕНИЯ НА ЛОКАЛЬНЫХ РАЗОГРЕВАХ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ КРУЧЕНИИ.	221
<b>Блинова Е.В., Нагорных С.Н., Павленков В.И., Рудакова И.Н.</b> (Н.Новгород, Арзамас) О КРИТЕРИИ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ КРУЧЕНИИ СТЕРЖНЕЙ.	222
<b>Мишин В.М., Филиппов Г.А.</b> (Москва) КРИТЕРИЙ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА СТАЛЕЙ ПРИ ПОНИЖЕНИИ ТЕМПЕРАТУРЫ, ОСНОВАННЫЙ НА КРИТЕРИИ ЛОКАЛЬНОГО РАЗРУШЕНИЯ	223
<b>Мишин В.М., Филиппов Г.А.</b> (Москва) РАЗДЕЛЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПРОЧНОСТНЫХ И ДЕФОРМАЦИОННЫХ ФАКТОРОВ НА КРИТИЧЕСКУЮ ТЕМПЕРАТУРУ ХРУПКОСТИ СТАЛИ	224
<b>Пинчук В.Г., Короткевич С.В.</b> (Гомель/Беларусь) ДЕФОРМАЦИОННОЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ И ЛОКАЛИЗОВАННЫЙ ВО ВРЕМЕНИ ЛАВИННЫЙ ПРОЦЕСС ЕГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ФРИКЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ.	225
<b>Мерсон Д.Л., Черняева Е.В., Мещеряков Д.Е., Дементьев С.И.</b> (Тольятти, Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ ТОЛЩИНЫ И ТЕРМООБРАБОТКИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 20 НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ И РАСТЯЖЕНИИ	226

<b>Клубович В.В., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Петров И.В.</b> (Витебск/ Беларусь). ПОЛУЧЕНИЕ СОЕДИНЕНИЙ МЕТАЛЛ-СПЛАВ С ЭПФ С ПОМОЩЬЮ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	227
<b>Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г., Нарыкина М.В., Пилюгин В.П., Скленичка В.</b> (Санкт-Петербург, Екатеринбург, Брно/Чехия) НАНОПОРИСТОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО AL С РАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ПРЕДЫСТОРИЕЙ.	228
<b>Мышляев М.М., Миронов С.Ю., Коновалова Е.В.</b> (Москва) ПРИРОДА ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	229
<b>Ермаков Б.С., Данилов И.С.</b> (Санкт-Петербург) ХРУПКИЕ РАЗРУШЕНИЯ ЗОНЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ЗАКАЛИВАЮЩЕЙСЯ СТАЛИ.	230
<b>Ермаков Б.С., Ярыгин Г.Е., Каргинова В.В.</b> (Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ СПОСОБА ВЫПЛАВКИ НА СВОЙСТВА МАЛОМАГНИТНОЙ СТАЛИ ДЛЯ БУРОВОГО ОБОРУДОВАНИЯ, ЭКСПЛУАТИРУЕМОГО В УСЛОВИЯХ ХОЛОДНОГО КЛИМАТА.	231
ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ	233
СОДЕРЖАНИЕ	239

Научное издание

**XVI Петербургские чтения по проблемам прочности,  
посвященные 75-летию со дня рождения В.А.Лихачева**

Тезисы докладов. 12-14 апреля 2005 г., Санкт-Петербург, Россия

Все работы публикуются в авторской редакции.

*Оформление и компьютерная верстка Черняевой Е. В.*