

МИНИСТЕРСТВО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ  
ТОЛЬЯТТИНСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ УНИВЕРСИТЕТ

**"Физика прочности  
и пластичности материалов"**

**Сборник тезисов  
XV Международной  
конференции**



Тольятти 2003

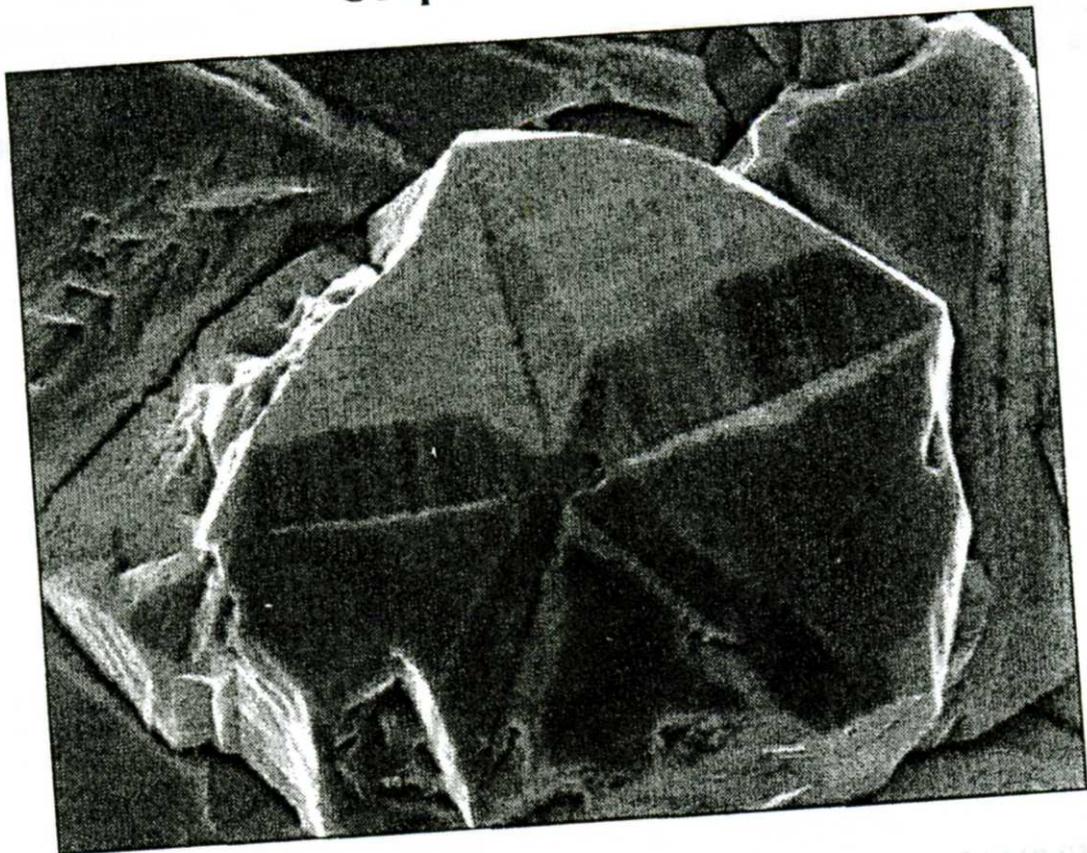
Министерство образования Российской Федерации  
Министерство промышленности, науки и технологий РФ  
Научный совет РАН по физике конденсированных сред  
Межгосударственный координационный совет по физике прочности  
и пластичности материалов

Физико-технический институт им. А.Ф.Иоффе РАН  
Научно-технический центр ОАО «АВТОВАЗ»  
Поволжское отделение Российской инженерной Академии  
Самарский государственный технический университет  
Тольяттинский Государственный Университет

XV МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ  
«ФИЗИКА ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ»

30 сентября - 3 октября 2003 г

Сборник тезисов



Тольятти 2003

Физика прочности и пластичности материалов: Сб. тезисов и докладов XV Международной конференции (30 сентября – 3 октября 2003 г., г. Тольятти) ТГУ, Тольятти, 2003, 364 с.

В сборнике представлены тезисы более 300 докладов от материаловедов, физиков и механиков России, стран ближнего и дальнего зарубежья, занимающихся проблемами прочности и пластичности материалов, а также установления взаимосвязи между технологией получения, структурой и свойствами сталей и сплавов. Материалы сборника объединены в три тематически связанные части: Физика пластичности, деформации и разрушения; Перспективные материалы и методы исследований и Новые материалы и технологии для автомобилестроения.

В докладах представлены новые экспериментальные данные и освещены современные тенденции науки о материаловедении, которые будут интересны и полезны ученым, инженерам, аспирантам и студентам, работающим в этом направлении.

Ответственные за выпуск сборника, члены оргкомитета конференции:

Д.ф.-м.н., профессор В.И.Бетехтин  
Д.ф.-м.н., профессор А.А.Викарчук  
Д.ф.-м.н., профессор А.М.Глезер

## ПРЕДИСЛОВИЕ

В сборнике опубликованы тезисы докладов, представленных на XV Международную конференцию по физике прочности и пластичности. В нем содержатся доклады, связанные с исследованием строения и механизмами деформации металлов, сплавов, и аморфных материалов. Целый ряд работ посвящен исследованию дефектов кристаллической структуры, в частности субграницам и дефектам дисклинационного типа, изучению их эволюции в температурных и силовых полях. Большое количество работ посвящено изучению взаимосвязи структур и свойств перспективных материалов (нанокристаллов, аморфных сплавов, квазикристаллов, интерметаллидов, сплавов с памятью формы и др.), предлагается ряд теоретических подходов и моделей описания и прогнозирования поведения этих материалов при деформации, при воздействии на них температуры, нагрузки и облучения. Серия работ посвящена исследованию экзотических кристаллов и малых частиц с пятерной симметрией и изучению особенностей их строения и необычных свойств. Представлены также теоретические и экспериментальные работы, связанные с самоорганизацией неравновесных структур в процессе деформации, с проблемами фазовых переходов, достижения предельных состояний и получения уникальных свойств материалов, электрокристаллизации и облучения. Особо выделены работы по созданию технологий получения новых конструкционных материалов для автомобилестроения, исследованию их свойств и поведения в процессе эксплуатации.

Широкое тематическое и географическое представительство работ позволяет утверждать, что направления исследований отражают существующие на сегодняшний день тенденции развития науки о прочности материалов.

Тезисы опубликованы в авторских редакциях и оформлении, без рецензирования.

Оргкомитет выражает благодарность всем авторам, приславшим свои работы на конференцию, а также Е.В.Черняевой за компьютерную верстку и оформление сборника.

## **Секция 1**

# **Физика пластической деформации и разрушения**

## ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ НА МОДУЛЬ ЮНГА И ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ ВОЛОКОННЫХ МОНОЛИТОВ $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$

Смирнов Б.И., Буренков Ю.А., Кардашев Б.К., Singh\*, Goretta K.C.\*,  
de Arellano-Lopez A.R.\*\*

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

*\* Argonne National Laboratory, Argonne, Illinois, USA*

*\*\* Universidad de Sevilla, Sevilla, Spain*

[smir.bi@pop.ioffe.rssi.ru](mailto:smir.bi@pop.ioffe.rssi.ru)

Изучалось влияние ориентации волокон, амплитуды колебательной деформации ( $\varepsilon \approx 10^{-7} - 10^{-4}$ ) и температуры ( $T \approx 100 - 700$  K) на модуль Юнга  $E$  и поглощение ультразвука (внутреннее трение) монолитов  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$ , полученных горячим прессованием волокон  $\text{Si}_3\text{N}_4$ , покрытых слоем BN (фирма Advanced Research of Tucson, AZ, USA). Волокна располагались вдоль  $[0^0]$ , поперек  $[90^0]$  или вдоль и поперек  $[0^0/90^0]$  оси образца. Полученные результаты сопоставлялись с аналогичными данными для керамических образцов  $\text{Si}_3\text{N}_4$  и BN. Указанные монолиты выгодно отличаются от обычных высокопрочных керамических композитов тем, что обладают структурой, препятствующей катастрофическому распространению трещин при повышенных напряжениях.

Модуль Юнга определялся резонансным методом при электростатическом возбуждении продольных колебаний образца. Использовался также метод составного вибратора, который помимо данных о величине  $E$  позволяет исследовать внутреннее трение и неупругие (микропластические) свойства исследуемых образцов на частоте вблизи 100 kHz.

В результате было установлено, что при комнатной температуре для керамических образцов и волоконных монолитов с различной архитектурой модуль упругости уменьшается, а декремент упругих колебаний  $\delta_h$  возрастает в последовательности  $\text{Si}_3\text{N}_4$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$   $[0]$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$   $[0/90]$ ,  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$   $[90]$ , BN. При этом обращает на себя внимание расхождение реально измеренных и рассчитанных величин  $E$  и  $\delta_h$  для монолитов и большое влияние низко модульной компоненты на указанные параметры. Особенно это выражено в  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$   $[90]$ .

Аналогичный вывод о важной роли BN можно сделать и на основании данных по температурным зависимостям модуля Юнга монолитов в опытах при нагревании с последующим охлаждением (термоциклированием), в которых наблюдается значительный гистерезис. При этом роль мягкой, низко модульной компоненты BN весьма высока даже для монолита  $\text{Si}_3\text{N}_4/\text{BN}$   $[0]$ , у которого величина  $E$  лишь немного ниже модуля керамики  $\text{Si}_3\text{N}_4$ .

Такое поведение  $E$  и  $\delta_h$  возможно при наличии внутренних напряжений и микропластической деформации “мягкой” компоненты монолита. Внутренние напряжения в монолите могут возникать в результате его упругого нагружения, а также из-за разности коэффициента теплового расширения его составляющих. Воздействие микродеформации на модуль может быть непосредственным (дополнительная колебательная неупругая деформация уменьшает измеряемый модуль) или через возникающие при этом локальные внутренние напряжения. Наличие микропластических сдвигов во всех исследованных материалах подтверждается характером полученных амплитудных зависимостей внутреннего трения и модуля Юнга.

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ЭФФЕКТОВ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

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

*Московский Инженерно-Физический Институт (Государственный Университет)*  
*Москва, Россия*  
[perl@phm.mephi.ru](mailto:perl@phm.mephi.ru)

В результате автоматизации рентгеновских измерений и использования компьютерной обработки получаемых результатов удалось резко расширить возможности дифрактометрических методов исследования и перейти на уровень многомерного описания структуры металлических материалов. Новый подход к рентгеновскому изучению материалов основывается на совмещении текстурной съемки и регистрации профиля рентгеновской линии при последовательных положениях образца в рамках единой измерительной процедуры, так что массив получаемых данных содержит теперь информацию о зернах всех ориентаций, присутствующих в текстуре образца. Величины блоков когерентного рассеяния, микроискажений кристаллической решетки, плотности дислокаций, упругой деформации и других характеристик субструктуры могут быть представлены в виде распределений в зависимости от ориентации зерен, а также в виде корреляционных зависимостей, связывающих между собой дифракционные и субструктурные параметры.

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

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

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СУБСТРУКТУР В СТАЛЯХ ПРИ УСТАЛОСТИ

Соснин О.В.<sup>1</sup>, Козлов Э.В.<sup>2</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Целлермаер В.В.<sup>1</sup>, Грецкая И.А.<sup>1</sup>,  
Коновалов С.В.<sup>1</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>, Сучкова Е.Ю.<sup>1</sup>

*1 – Сибирский государственный индустриальный университет,*

*Новокузнецк, Россия, [konovalov@physics.sibsiu.ru](mailto:konovalov@physics.sibsiu.ru)*

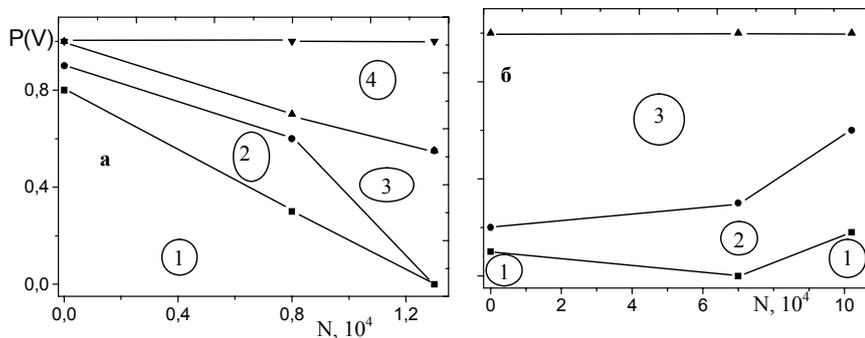
*2 – Томский государственный архитектурно-строительный университет,*

*Томск, Россия, [kozlov@mail.tomsknet.ru](mailto:kozlov@mail.tomsknet.ru)*

Методами оптической, сканирующей и дифракционной электронной микроскопии проведены исследования эволюции фазового состояния и дефектной субструктуры аустенитных сталей 08X18H10T и 45Г17Ю3 при усталостных испытаниях.

В исходном состоянии в стали 08X18H10T основной дислокационной субструктурой является дислокационный хаос (~0,8 объема материала), в стали 45Г17Ю3 – фрагментированная (~0,7 объема материала). Поэтому последующие циклические испытания привели к различной эволюции дислокационной субструктуры в данных материалах (рис.).

В стали 08X18H10T цепочка превращений дислокационных структур выглядит следующим образом: хаос + сетки + фрагменты → ( $N_1=1,3 \cdot 10^4$ , разрушение) → ячейки+фрагменты. Очевидно, на начальной стадии усталостных испытаний в объеме материала, занятого хаотической и сетчатой субструктурами, формируется ячеистая субструктура, которая, в свою очередь, при увеличении числа циклов нагружения частично превращается во фрагментированную (рис 1,а).



*Рис.1. Диаграммы дислокационных субструктур, формирующихся в стали 12Х18Н10Т (а) и 45Г17Ю3 (б) при малоцикловых (а) и многоцикловых (б) усталостных испытаниях. 1 – хаотическая дислокационная субструктура, 2 – сетчатая, 3 – фрагментированная, 4 – ячеистая; N – число циклов нагружения.*

В стали 45Г17Ю3 циклическое нагружение сопровождается следующей схемой превращения дислокационной субструктуры: фрагменты + сетки + хаос → ( $N_2=7 \cdot 10^4$ ) → фрагменты + сетки → ( $N_1=10,2 \cdot 10^4$ , разрушение) → фрагменты + сетки + хаос. Очевидно, что на начальной стадии многоциклового нагружения хаотическая субструктура перестраивается в сетчатую. К моменту усталостного разрушения образца в зоне разрушения вновь фиксируется субструктура дислокационного хаоса, формирующаяся, по-видимому, в зернах динамической рекристаллизации, присутствующих в стали в исходном состоянии и образующихся в результате циклического нагружения. Подтверждением последнего предположения является факт снижения на стадии разрушения образца объема материала, занятого фрагментированной субструктурой (рис.1,б).

## МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ

Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Сахарова Н.А., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В.

*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина*  
[Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua](mailto:Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua)

Объект исследования – двумерные поликристаллы алюминия (образцы, содержащие сквозные границы зерен). Экспериментальные исследования последних лет показали, что выбор в качестве объекта исследования двумерных поликристаллов полностью оправдан. С одной стороны, в таких образцах из-за отсутствия стесненности в направлении, перпендикулярном поверхности образца, реализуются почти все возможные ротационные структуры. С другой стороны, легко получить такие образцы с контролируемой плотностью границ зерен. И, наконец, двумерные поликристаллы (фольги), являются не только модельными объектами, но и находят самое широкое применение в промышленности.

Размеры рабочей части образцов 100×20×0.15 мм. Средний размер зерна составлял 3 – 15 мкм. Все образцы деформировались в условиях активного нагружения с постоянной скоростью  $\dot{\epsilon} = 10^{-5} \text{с}^{-1}$  при комнатной температуре. Такая скорость деформирования позволяла с помощью металлографического микроскопа следить "in situ" за возникновением и развитием трансляционной и ротационной мод пластической деформации.

Определение приведенных касательных напряжений для всех систем скольжения в каждом зерне показало, что для развития согласованной деформации зерен в двумерном поликристалле достаточно трех работающих систем скольжения в каждом зерне. В зернах, содержащих такое количество работающих систем скольжения, уже на ранних стадиях пластической деформации обнаруживаются линии скольжения. Если число работающих систем скольжения в зерне меньше трех, то возникают ротационные эффекты, как правило, полосы переориентации (ПП). Рентгенографические исследования показывают, что, во-первых, в процессе пластической деформации зерна разворачиваются как целое, во-вторых, полосы переориентации, возникающие в зерне, ориентируются таким образом, чтобы в них развивалось скольжение. Экспериментально показано, что ориентация всех ПП в пределах одного зерна оказывается одной и той же, угол разориентировки на границе "полоса переориентации – тело зерна" меняется скачком, а структура ПП оказывается более совершенной, чем структура тела зерна.

Проведенные экспериментальные исследования позволяют предположить следующую схему возникновения и развития трансляционной и ротационной мод пластической деформации в двумерных поликристаллах алюминия. В процессе деформирования образца только в отдельных зернах обнаруживаются линии скольжения. В таких зернах работают, по крайней мере, три системы скольжения. В остальных зернах возникают полосы переориентации. Причем они ориентируются благоприятным образом для развития в них скольжения, и дальнейшее развитие пластической деформации в переориентированной области происходит за счет трансляционной моды. Таким образом, ротационные эффекты играют не только аккомодационную роль, но и дают самостоятельный вклад в пластическую деформацию образца, которая может быть весьма существенной. В двумерных поликристаллах алюминия с хорошо развитой ротационной структурой максимальная пластическая деформация может составлять  $\approx 40\%$ .

## ВЛИЯНИЕ ТИПА ГРАНИЦ ЗЕРЕН НА ВОЗНИКНОВЕНИЕ И РАЗВИТИЕ РОТАЦИОННОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ С ГЦК-РЕШЕТКОЙ

Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Сахарова Н.А., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В.

*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина*

[Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua](mailto:Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua)

Экспериментальные исследования закономерностей пластической деформации двумерных поликристаллов алюминия показали, что последняя всегда сопровождается развитием ротационных эффектов. Ротационные эффекты, как правило, полосы переориентации (ПП), по своей форме и размерам достаточно разнообразны: одиночные (клиновидные или тупоугольные), пересекающие зерно от границы к границе, или возникающие в области границ зерен и оканчивающиеся в теле зерна, коллективные, длина которых значительно превышает ширину. Обнаруживаются и другие типы ПП, однако число их в пределах одного образца незначительно, и их влиянием на пластическую деформацию, по-видимому, можно пренебречь. Местом возникновения ПП первых двух типов всегда являются границы зерен.

Для выяснения природы и механизма образования полос переориентации была проведена аттестация всех границ зерен в двумерном поликристалле алюминия до деформации, а также границ зерен и границ деформационного происхождения после разрушения образца. Для этой цели была специально разработана компьютерно-рентгеновская методика, включающая в себя получение лауэграмм от соседних зерен, сканирование их с помощью планшетного сканера, определение относительных координат рефлексов и их индентификация, и, наконец, определение всех необходимых параметров границ раздела.

В результате проведенных исследований получены распределения всех границ по углу разориентировки, значению  $\Sigma$ , а также определена относительная доля малоугловых границ, специальных (близких к специальным) и границ зерен общего типа. Результаты экспериментальных исследований показывают, что зарождение полос переориентации происходит только в области границ близких к специальным. Аттестация границ деформационного происхождения показала, что, независимо от вида полос переориентации, все исследованные границы "тело зерна – ПП" оказались специальными ( $\Sigma$  19, 39, 51, 57, 79).

Полученные экспериментальные результаты свидетельствуют об особой роли специальных и близких к специальным границ зерен в возникновении ротационной деформации. С целью проверки этого предположения были проведены экспериментальные исследования пластической деформации двумерных поликристаллов меди, в которых из-за низкого значения энергии дефекта упаковки практически все границы зерен являются специальными. Ротационные эффекты в виде разворотов отдельных областей образца перпендикулярно к его поверхности в медных образцах к моменту их разрушения обнаруживаются практически во всех зернах. Экспериментально обнаруженная величина максимальной пластической деформации в образцах меди с хорошо развитой ротационной структурой составляет более 60 %. Таким образом, полученные экспериментальные результаты показывают, что повышенная пластичность двумерных поликристаллов алюминия и меди обусловлена возникновением вблизи специальных границ зерен ротационных эффектов.

# РОЛЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССАХ В ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ СИСТЕМАХ ГЦК-МЕТАЛЛОВ, ОБРАЗУЮЩИХ НЕПРЕРЫВНЫЙ РЯД ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ

Васильев А.Д., Иванов Е.В.

*Самарский государственный технический университет, Самара. Россия,*  
[physics@sstu.edu.ru](mailto:physics@sstu.edu.ru)

Известно, что в поликристаллических тонкопленочных системах при температурах ниже  $0,5 T_{пл}$  преобладает диффузия по дефектам кристаллической решетки: границам зерен, дислокациям. Однако, если эти дефекты неподвижны, то не удастся объяснить образование больших объемов твердого раствора в объеме зерен пленок и, следовательно, высоких значений эффективных коэффициентов диффузии, наблюдаемых во многих случаях.

В процессе более ранних исследований было установлено, что диффузионные процессы в металлах сопровождаются возникновением больших напряжений, превосходящих предел текучести этих металлов. Это приводит к пластической деформации в процессе диффузии, а движение дислокаций может резко интенсифицировать диффузионные процессы, так как при диффузии вдоль трубок движущихся дислокаций будет происходить отрыв продиффундировавших атомов от дислокационных трубок, следствием чего является образование большого объема твердого раствора в объеме зерен пленки, то есть увеличение эффективного коэффициента диффузии.

В качестве объектов исследования были выбраны две системы: Pd-Ag и Pd-Au. Толщина каждой пленки было около 0,1 мкм. Температура диффузионного отжига варьировалась в диапазоне 373-573 К. Изучалось влияние различных факторов, изменяющих свойства дислокаций, на эффективный коэффициент диффузии. В процессе исследований было установлено увеличение эффективного коэффициента диффузии в палладиевой пленке в области концентраций 90-95 атомн. % Pd при воздействии на образцы ультразвука с амплитудой не превышающей предел упругости материалов пленок и частотой около 100 МГц, которая близка к резонансной частоте колебаний дислокационных трубок. Уменьшение частоты ультразвука, то есть удаление этой частоты от частоты резонанса колебания дислокационных линий, ослабляло влияние ультразвука на эффективный коэффициент диффузии. Переход от структур Pd/Ag/стекло и Pd/Au/стекло к структурам Ag/Pd/стекло и Au/Pd/стекло приводил к уменьшению эффективного коэффициента диффузии в палладиевой пленке на 4 порядка величины. Это объясняется низкой подвижностью дислокаций в палладии в структурах, в которых дислокации в палладиевой пленке зажаты между двумя межфазными границами, что резко понижает их подвижность.

Из-за различной энергии дефекта упаковки ширина расщепления дислокаций в Pd, Au и Ag различна. Она максимальна в серебре, меньше в золоте, а в палладии дислокации не диссоциированы. Вследствие этого, подвижность дислокаций Pd больше, чем в Au и Ag, что должно приводить к более быстрой диффузии в палладии по сравнению с диффузией в золоте и серебре. Эксперимент подтверждает данное положение. При одинаковых гомологических температурах эффективный коэффициент диффузии в палладиевых пленках на несколько порядков величины превышает такой же коэффициент в серебряных и золотых пленках.

## САМООРГАНИЗУЮЩАЯСЯ КРИТИЧНОСТЬ ЯВЛЕНИЙ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Зайцев С.И.

*ИПТМ РАН. Черноголовка, Россия*  
[zaitsev@ipmt-hpm.ac.ru](mailto:zaitsev@ipmt-hpm.ac.ru)

Движение отдельных дислокаций, пластическая деформация, движение границ зерен и доменных границ, ползучесть вихрей в сверхпроводниках представляют неполный список явлений ползучести как реакцию физической системы на постоянное (силовое) воздействие. На примере движения отдельной дислокации показано, что стационарная ползучесть при низкой температуре представляет собой явление самоорганизующейся критичности, при котором характерные признаки равновесной критичности (отсутствие характерного масштаба в критической точке, испускание шума с бесконечной памятью) возникают спонтанно без настройки внешних параметров. Методами моделирования определены критические показатели (а это основные характеристики критических состояний) для одно- и двумерных систем. Найденные критические показатели универсальным образом характеризуют ползучесть в разнообразных проявлениях. Например, время релаксации к стационарному состоянию степенным образом увеличивается с размером системы, а показатель степени зависит от размерности системы и принимает одно значение и для дислокации и для вихря. Предсказывается, что шум при ползучести должен обладать спектральной функцией со степенной зависимостью от частоты (причем показатель степени меньше 2, что говорит о возникновении  $1/f$  шума). Третий показатель связан с корреляцией в пространстве, силы взаимодействия дислокации со средой (препятствиями) скоррелированы, и корреляционная функция степенным образом спадает с расстоянием. Важно отметить, что хотя критические показатели найдены для модели, описывающей движение дислокации, в соответствии с общей идеологией анализа критических явлений, такими же критическими показателями должны обладать и другие одномерные объекты, например, вихри в сверхпроводниках. А найденные критические показатели в двумерной модели должны возникать и в стационарном движении границ зерен, и при движении доменных границ.

Одним из основных методов рассмотрения явлений равновесной (термодинамической) критичности и самоорганизующейся (неравновесной, но стационарной) критичности является метод ренормгруппы (РГ). Успех применения метода РГ зависит от удачности выбора пробных функций, используемых в преобразованиях ренормгруппы. Анализ результатов, полученных численными методами при отслеживании поведения дислокации на двух уровнях – микроскопическом и укрупненном (т.е. после применения РГ преобразования), позволяет сделать вывод о предельной форме (т.е. о форме, инвариантной к РГ преобразованию) многомерной функции распределения в неожиданно простом виде – в виде многомерного Гауссиана, квадратичная матрица которого содержит длиннодействующие (бесконечные) корреляции, определяемые критическим показателем, близким к значению  $5/3$ .

# АВТОВОЛНЫ ЛОКАЛИЗОВАННОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА НАЧАЛЬНЫХ СТАДИЯХ КРИВЫХ НАГРУЖЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Данилов В.И., Баранникова С.А., Зуев Л.Б.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*  
[bsa@ms.tsc.ru](mailto:bsa@ms.tsc.ru)

Исследования макроскопической локализации деформации показали, что она проявляется на всем протяжении пластического формоизменения от предела упругости до разрушения и имеет пространственную и временную упорядоченность. В наших работах было установлено, что эта упорядоченность автоволнового характера, а тип автоволны деформации определяется зависимостью коэффициента упрочнения  $\theta$  от величины общей деформации, то есть, стадией кривой нагружения материала. Позднее оказалось, что характер эволюции картин локализации макроскопической деформации на площадке текучести и стадии легкого скольжения заметно различаются. Исследованию этого явления и посвящена настоящая работа.

Изучались образцы монокристаллов чистых металлов Cu и Ni, а также сплавов на основе меди, железа и никеля. В них, меняя содержание примесей внедрения (C и N), а также ориентацию оси растяжения, можно было не только изменить характер сдвиговых процессов (одиночный или множественный), но и механизм реализации деформации (дислокационное скольжение или двойникование). Подготовленные монокристаллы подвергались при комнатной температуре активному растяжению с постоянными скоростями на универсальной испытательной машине «Instron1185» с одновременной регистрацией полей векторов перемещений  $\mathbf{r}(x,y)$  точек на широкой рабочей поверхности исследуемых образцов методом спекл-интерферометрии. Затем путем численного дифференцирования по координатам полей  $\mathbf{r}(x,y)$  вычислялись распределения продольных, поперечных, сдвиговых и поворотных компонент тензора пластической дисторсии  $\beta_{ij}$  для всех точек наблюдаемой поверхности образца. Детальный анализ распределений локальных удлинений вдоль направления оси растяжения образца  $\varepsilon_{xx} = du/dx$  ( $u$ -компонента вектора  $\mathbf{r}$  в направлении оси растяжения  $x$ ) позволил установить следующее. Тип автоволны локализованной деформации на начальных стадиях пластического течения монокристаллов определяется видом зависимости между напряжением и общей деформацией. Если  $\theta_1 = 0$ , то формируется автоволна переключения, в виде очага локализованной деформации, который, перемещаясь по образцу, преобразует его в другое состояние. В этом случае стадия I заканчивается, когда весь образец переходит в новое, пластически продеформированное состояние. Если  $\theta_1 = const > 0$ , то возникает автоволна из нескольких движущихся очагов локализованной деформации, которые перемещаются в предварительно уже продеформированном пространстве образца. Каждый максимум локализации при этом проходит определенный участок образца всего один раз, что позволяет говорить о распространении автоволны возбуждения.

*Работа выполнена при поддержке гранта молодых ученых Минобрнауки России 2002 г № PD 02-1.2-63*

# СТАТИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАЗРУШЕНИЯ В ЗОНАХ КОНСТРУКТИВНОЙ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ГРАНУЛЬНЫХ ТУРБИНЫХ ДИСКОВ АВИАДВИГАТЕЛЕЙ

Волков М.Е. Шашурин Г. В.

*ЦИАМ им. П.И.Баранова, Вознесенск, Россия*

Диск турбины является одной из наиболее напряженных деталей авиационного двигателя, поэтому разработка новых методов исследования прочностной надежности турбин гранульных дисков авиационного газотурбинного двигателя (ТД АГТД) в зонах конструктивной концентрации в данное время приобретает важное значение в решении задачи повышения надежности и ресурса авиационных газотурбинных двигателей.

В данной работе методом статистического моделирования осуществляется расчет функции распределения ресурса диска и основных показателей надежности: среднего значения ресурса диска и среднеквадратичного отклонения ресурса диска.

В работе используется двухстадийная модель накопления повреждений. Первая стадия описывает зарождение трещины в зоне концентрации напряжений с использованием гипотезы линейного суммирования повреждений. Вторая стадия описывает образование и рост трещины до предельного состояния с использованием кинетического уравнения, принимаемого в виде Пэриса, скорректированного на рост малых трещин. Расчет модели производится со следующими допущениями:

- трещина схематизируется поверхностным полуэллиптическим разрезом;
- трещина растет перпендикулярно главным растягивающим напряжениям;
- предельное состояние определяется с использованием двухпараметрического критерия прочности.

Для нахождения функции распределения ресурса механической системы с учетом большого числа случайных факторов было использовано статистическое моделирование.

Используя разработанную модель, было рассмотрено, как влияют механические характеристики материала на продолжительность стадий зарождения и роста трещины.

Для последующей оценки надежности ТД была использована процедура компьютерного статистического моделирования процесса накопления повреждений при нескольких случайных факторах задачи.

В данной работе разработана инженерная модель накопления повреждений в зонах конструктивной концентрации напряжений гранульных турбинных дисков. Приведена методика статистического моделирования разработанной модели. Проведено тестирование модели с использованием статистического моделирования и получены функции распределения и основные показатели надежности ресурса ТД при трех случайных параметрах модели.

# ЭВОЛЮЦИЯ КАРТИН МАКРОЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ АКТИВНОМ РАСТЯЖЕНИИ КРУПНОЗЕРНИСТОГО КРЕМНИСТОГО ЖЕЛЕЗА

Шляхова Г.В., Рузанова Ю.В., Данилов В.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,  
[dvi@ms.tsc.ru](mailto:dvi@ms.tsc.ru)*

Исследования макроскопической локализации деформации, начало которым было положено еще в работах Одинга и Ивановой, показали, что она имеет место на всем протяжении пластического формоизменения от предела упругости до разрушения. В дальнейшем было обнаружено, что процесс локализации не является стохастическим, а имеет пространственную и временную упорядоченность. В конце предыдущего столетия удалось установить, что тип картин локализации пластического течения определяется стадией кривой нагружения материала. Позднее на поликристаллических образцах ГПУ сплава на базе Zr было обнаружено, что характер локализации пластической деформации может закономерно меняться и в пределах одной параболической стадии, когда последняя разбивается на участки с разным коэффициентом аппроксимирующей параболы. Но, если зависимость типа локализации от стадий деформации является универсальной для широкого круга материалов, включающего ГЦК, ОЦК и ГПУ моно- и поликристаллы, однофазные и многофазные материалы, чистые металлы и сплавы, то влияние показателя параболичности еще следует проверять.

Изменение показателя параболичности и появление подстадий на кривой деформации наиболее характерно, как это показано Трефиловым и Моисеевым, для ОЦК металлов и сплавов, в частности, для кремнистого железа. В этой связи в настоящей работе были проведены исследования эволюции картин локализации деформации вдоль всей деформационной кривой сплава Fe+3%Si. Диаграмма упрочнения этого сплава после участка микропластичности отчетливо подразделяется на переходную стадию с возрастающим коэффициентом упрочнения, стадию линейного упрочнения и стадию с уменьшающимся коэффициентом упрочнения, на которой удалось выделить три участка. Каждый из этих участков аппроксимируется параболическими функциями с показателями 0,5; 0,44 и 0,39. Разрушение происходило вязким образом с образованием шейки.

Исследование картин распределения локальных деформаций позволило установить, что на стадии линейного упрочнения в полном соответствии с автоволновыми представлениями развития пластического течения, предложенными в работах Зуева и др., происходит движение эквидистантных очагов локализации деформации вдоль образца. На параболическом участке с показателем 0,5 такие периодически расположенные зоны неподвижны, что тоже совпадает с результатами вышеупомянутых работ. Наиболее интересными и новыми явились результаты изучения эволюции картин локализации деформации на двух последних подстадиях. Здесь происходила перестройка стационарной пространственно-периодической картины локализации с несколькими очагами примерно одинаковой амплитуды в распределение с одной зоной интенсивного пластического течения. Эта зона оставалась практически неподвижной в течение всего процесса деформирования после перехода к параболическому упрочнению, и именно здесь возникала шейка разрушения. Амплитуды деформации остальных очагов постепенно уменьшались, а сами они медленно смещались к будущему месту разрушения.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ТОЧЕЧНЫХ И ЛИНЕЙНЫХ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ ЛАЗЕРНОЙ УДАРНОЙ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛОВ

Путилин В.А., Штеренберг А.М., Крестелев А.И.

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

При обработке металлов мощными импульсами лазера в них возникают ударные волны высокого давления, которые вызывают значительные пластические деформации. В связи с этим представляет интерес взаимодействие точечных дефектов и дислокаций в условиях пластической деформации, т.е. при движении дислокаций.

В условиях лазерного ударного нагружения дислокации могут перемещаться со значительными скоростями. При этом их упругое поле вместе с полем ударного импульса воздействует на точечный дефект. Полная энергия взаимодействия внешнего упругого поля с точечным дефектом будет складываться из взаимодействия дефекта с полем ударного импульса и с дислокацией. Для мощных ударных импульсов, а также для дефектов, расположенных далеко от дислокации, можно рассматривать только воздействие волны на точечный дефект. При небольших давлениях в ударной волне ( $P \sim 1 \div 10$  ГПа), наоборот, дислокация может оказывать более значительное воздействие на точечный дефект.

В данной работе показано, что энергия взаимодействия дислокации и межузельного атома превосходит энергию активации движения межузельного атома (высоту потенциального барьера) при расстоянии между дислокацией и межузельным атомом  $\sim 10^8$  м. Для вакансий это условие выполняется только в ядре дислокации. Таким образом, существует возможность увлечения части облака межузельных атомов, расположенных вблизи ядра краевой дислокации, а также захват встречающихся на пути дислокации межузельных атомов.

Пусть дислокация, движущаяся вдоль оси  $ox$ , встречает на своем пути межузельный атом, который расположен на некотором расстоянии  $y_0$  ниже плоскости скольжения ( $y < 0$ ). Тогда для критического напряжения в ударной волне, при котором движущаяся дислокация проходит над точечным дефектом, вызывая его движение, но не изменяя своей конфигурации, получаем выражение  $\sigma_{кр} > -\frac{2\Omega_0 A y_0 x}{5b^2(x^2 + \gamma^2 y_0^2)^2}$ , где  $\Omega_0$  – изменение объема, вызванное наличием дефекта;  $b$  – длина вектора Бюргерса дислокации;

$x$  – координата, связанная с  $y_0$ ;  $x = -\frac{y_0}{\sqrt{3}}$ ;  $\gamma = (1 - \frac{v^2}{c_\ell^2})^{1/2}$ ;

$A = \frac{2bc_i^2(1-\nu)(1-\gamma^2)(\lambda + \mu)\gamma}{3\pi v^2}$ , где  $v$  – скорость дислокации;  $c_\ell, c_t$  – скорость продольных и поперечных звуковых волн;  $\nu$  – коэффициент Пуассона.

Численные расчеты для меди дают следующие результаты: для межузельного атома, находящегося на расстоянии порядка одного межатомного расстояния от плоскости скольжения, пороговое значение напряжения составляет 4 ГПа, т.е.  $\sigma_{кр} > 4$  ГПа. Такое напряжение может возникать в ударных волнах с пиковым давлением 10 ГПа. Для межузельных атомов, расположенных дальше от плоскости скольжения,  $\sigma_{кр}$  еще меньше. Таким образом, при обработке металлов короткими импульсами лазера в индуцированных ими ударных волнах возможно дислокационное увлечение атмосфер межузельных атомов.

# ВЛИЯНИЕ ТЕКСТУРЫ ИСХОДНОГО СОСТОЯНИЯ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ДИФфуЗИОННО-ВЯЗКОГО ТЕЧЕНИЯ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ В РЕЖИМЕ ПОЛЗУЧЕСТИ КОБЛА

Яшников В.П.

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

Среди недислокационных механизмов пластического деформирования поликристаллических материалов ползучесть Кобла, контролируемая исключительно диффузионным переносом вещества по границам зерен, в настоящее время привлекает особое внимание ввиду важности этого явления не только для предсказания высокотемпературного поведения современных конструкционных материалов, но также для объяснения и количественного описания деформационных процессов в геоматериалах и моделирования структурных изменений, развивающихся в больших объемах земной коры. Близкие по физико-химическому содержанию процессы протекают при создании нанокристаллических материалов способом компактирования.

Так же как и при ползучести Набарро-Херринга (Н-Х) контролируемой диффузией в объеме зерна, пластическая деформация в режиме ползучести Кобла после надлежащего пространственного усреднения может быть описана как диффузионно-вязкое течение эффективной среды, сопоставляемой реальному материалу. При этом иерархия масштабов усреднения порождает иерархию гидродинамических описаний деформации материала.

В отличие от ползучести Н-Х, характеристики диффузионно-вязкого течения в режиме ползучести Кобла проявляют чувствительность к параметрам текстуры исходного состояния поликристалла. Качественный анализ общей задачи о влиянии исходного текстурного состояния поликристалла (как однофазного, так и многофазного) на форму кривой ползучести Кобла показывает, что ход этой кривой может существенно зависеть от степени остроты текстуры, а также числа и положения максимумов функции распределения ориентации зерен.

Эффект текстуры тем заметнее, чем сильнее зависимость коэффициента зернограничной диффузии от разориентации соседствующих зерен. В частности, наличие развитого переходного участка на кривой ползучести Кобла в случае достаточно плавной унимодальной текстуры может быть связано с присутствием в материале значительного числа большеугловых границ общего типа, коэффициент диффузии которых заметно превышает аналогичные характеристики границ специального типа и малоугловых границ.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ ДИФфуЗИИ В ГЦК-МЕТАЛЛАХ

Евтеев А.В., Иевлев В.М., Косилов А.Т., Соляник С.А.

*Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия*  
[mfm@ns1.vstu.ac.ru](mailto:mfm@ns1.vstu.ac.ru)

В настоящей работе методом молекулярной динамики (МД) исследованы атомные механизмы диффузии адатомов на поверхности (001) ГЦК-металлов.

Подложка моделировалась с помощью ячейки, состоящей из 8 атомных слоев, в каждом из которых находилось 900 атомов. В направлениях  $[110]$  и  $[1\bar{1}0]$  на систему

накладывались периодические граничные условия. Три нижних слоя у дна ячейки являлись статическими, пять последующих - динамическими. Адаптомы на поверхности подложки размещали случайным образом. Взаимодействие между атомами описывали с использованием многочастичных потенциалов. Далее адатомам и атомам подложки, расположенным в динамических слоях, сообщались скорости, и производился изотермический отжиг системы методом МД.

Было установлено, что в процессе изотермического отжига диффузионное перемещение адатома по поверхности (001) ГЦК-металлов происходит в основном не из одного устойчивого положения в другое, а путем перехода на место атома первого слоя подложки при одновременном перемещении последнего на поверхность в ближайшую устойчивую позицию, максимально удаленную от исходной позиции адатома. Результатом такого “эстафетного” диффузионного акта для однокомпонентной системы является перемещение адатома в направлении  $\langle 100 \rangle$  на величину параметра решетки. В частности, в компьютерном эксперименте, поставленном при 800 К для исходных “меченых” адатомов Pd, через  $2.4 \times 10^{-10}$  с в первом слое подложки Pd (001) оказалось 40 “меченых” атомов. При этом во втором и последующих слоях подложки не оказалось ни одного “меченого” атома, а из первого слоя подложки на поверхность не вышел ни один атом не находящейся рядом с адатомом.

Полученные сведения обоим механизмах позволили составить кинетическое уравнение для “меченых” адатомов при концентрациях, обеспечивающих условие их изолированности друг от друга:

$$\frac{dn}{dt} = -n \frac{N - (n_0 - n)}{N} \nu_0 \exp\left(-\frac{W}{kT}\right) + (n_0 - n) \frac{(n_0 - n)}{N} \nu_0 \exp\left(-\frac{W}{kT}\right), \quad (1)$$

где  $n_0$ ,  $n$  – число “меченых” адатомов в исходном состоянии и в момент времени  $t$  соответственно;  $N$  – общее число мест адсорбции;  $\nu_0$ ,  $W$  – активационные параметры элементарного акта диффузии (частота и энергия);  $k$  – постоянная Больцмана;  $T$  – температура. Из (1) следует, что концентрация “меченых” адатомов  $c(t) = n/N$  убывает со временем в соответствии с формулой

$$\ln\left(\frac{c_0 + 1}{c_0} c(t) - c_0\right) = -(c_0 + 1) \nu_0 t \exp\left(-\frac{W}{kT}\right), \quad (2)$$

стремясь к асимптотическому значению  $c_\infty = c_0/(c_0 + 1)$  ( $c_0 = n_0/N$  – концентрация “меченых” адатомов в исходном состоянии). В соответствии с выражением (2), зависимость величины  $y(t) = \ln[c(t)(c_0 + 1)/c_0 - c_0]$  от времени  $t$  описывается линейным уравнением  $y(t) = at$ , а энергия активации диффузии адатомов удовлетворяет равенству

$$W = \frac{kT_1 T_2}{T_1 - T_2} \ln\left(\frac{a_1}{a_2}\right), \quad (3)$$

где  $a_1$  и  $a_2$  – значения углового коэффициента  $a$  при температурах  $T_1$  и  $T_2$ .

Для системы Pd/Pd (001) рассчитанная величина энергии активации диффузии адатомов составила  $\sim 0.4$  эВ/ат.

## РАЗРУШЕНИЕ КОМПОЗИТОВ С ДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ КАК ПРОЦЕСС ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДВУХ ФРАКТАЛЬНЫХ СИСТЕМ

Зиновьева Т.Ю.\* , Штеренберг А.М.

*\*Самарская государственная академия путей сообщения, Самара, Россия.  
Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,  
[physics@sstu.edu.ru](mailto:physics@sstu.edu.ru)*

В настоящее время для объяснения процесса разрушения композиционных материалов широко используют модель Ф.Ф. Ленга, основанную на анализе движения трещины в неоднородной среде с включениями. Нами предлагается рассматривать разрушение композитов с дисперсными частицами в хрупкой матрице как процесс взаимодействие двух фрактальных систем. Первой системой служит композиционный материал, представляющий собой стабильную фрактальную систему с определенной размерностью. Возникновение трещин и их распространение по материалу является зарождением и ростом фрактальных кластеров второй из рассматриваемых фрактальных систем – нестационарной, с изменяющейся со временем размерностью и разветвленностью. Динамика и энергетика взаимодействие двух указанных фрактальных систем и определяет прочность материалов покрытий.

В качестве примера анализируется разрушение покрытий, получаемых методом плазменного напыления с использованием активации поверхности детали электрической дугой пульсирующей мощности. Роль геометрического носителя играет дисперсное напыленное покрытие. Увеличение его прочности обеспечивается за счет введения упорядочено расположенных островков оплавленного металла. Главным структурообразующим элементом является площадка нагружения с заданными сторонами  $a$  и  $b$  и элементом включения фазы оплавленного материала определенного диаметра  $d = 2R$ .

С точки зрения фрактальной геометрии формируемое покрытие представляется как плоский набор фрактальных мономеров в некоторой матрице, а структурообразующий элемент покрытия является фрактальным кластером. Выбранным величинам сторон  $a$  и  $b$  и радиуса  $R$  соответствует определенная фрактальная размерность кластера композита  $D_k$ , которая не зависит от того, является ли упаковка мономеров упаковкой плотной, случайной или скважистой, а определяется заданными параметрами формирования композиционного материала. Вышеуказанный и другие способы увеличения прочности напыленных дисперсных покрытий за счет введения (с использованием, например, локального оплавления покрытия газовым пламенем, лазерным излучением и т.п.) в состав покрытия структурообразующего элемента, отличающегося величиной пластичности и размером, превышающим величину дисперсных частиц в покрытии, можно рассматривать с точки зрения создания стабильных фрактальных структур, разрывающих определенное число связей в растущем кластере трещин с целью изолирования наибольшей его части.

Фрактальная размерность кластера трещин  $D_T$  определяется отношением плотности выделенной энергии к плотности поглощенной энергии в зоне предразрушения. Энергетические соотношения сильно зависят от взаимодействия растущей системы фракталов со стационарной системой фракталов композита (т.е. от соотношений  $D_T$  и  $D_k$ ). Важным является то, что фрактальная размерность стационарного кластера композита служит количественной характеристикой заполнения кластером пространства и в данном случае задается непосредственно при формировании покрытия, что и определяет его прочностные свойства.

## ДЕФЕКТЫ СТРУКТУРЫ В МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЕНКАХ ФЕРРОШПИНЕЛИ

Митлина Л.А., Левин А.Е., Великанова Ю.В., Кривошеева Е.В.

СамГТУ, Самара, Россия,  
[physics@sstu.edu.ru](mailto:physics@sstu.edu.ru)

Для выявления характера структурных изменений, развивающихся в кристаллической решетке при формировании эпитаксиального слоя проведены исследования дефектов структуры пленок магний – марганцевых и литиевых ферритов, полученных газофазным методом на плоскости (001) окиси магния при температурах синтеза (900÷1200) °С с последующей закалкой в атмосфере воздуха со скоростью 3 – 5 град/с.

Результаты исследований позволили аргументировать следующие положения.

1. На начальных стадиях роста реализуются три механизма дефектообразования: скольжение дислокаций, наследуемых растущим слоем феррита из подложки, образованием дислокаций несоответствия, малоугловых границ с линейной плотностью дислокаций  $\sim 10^5 \text{ м}^{-1}$ . При небольших термодинамических пересыщениях рост пленок осуществляется трехмерным зародышеобразованием. Разориентация блоков порядка разориентации зародышей, составляет десятки угловых минут, слабо зависит от условий кристаллизации. Размеры блоков в плоскости (001) определяются тангенциальной скоростью роста и временем синтеза. В пленках  $\text{NiFe}_2\text{O}_4$  и  $\text{Li}_{0,5}\text{Fe}_{2,5}\text{O}_4$  реализуются условия для релаксации напряжений за счет возникновения дефектов упаковки, частичных дислокаций, двойникования.

2. Результирующая дислокационная структура пленок феррошпинелей существенно зависит от состава, скорости роста, толщины пленки, от температуры синтеза и скорости охлаждения по окончании процесса роста. По мере увеличения термических напряжений в пленках  $\text{Mg}_x\text{Mn}_{1-x}\text{Fe}_2\text{O}_4$  происходит переход от отдельных дислокаций плотности  $\sim (10^9 \div 10^{10}) \text{ м}^{-2}$ , к их группам и более сложным образованиям. Скольжение дислокаций осуществляется в системе  $\{110\} \langle 1\bar{1}0 \rangle$ , что характерно для нестехиометрических феррошпинелей. Основными факторами затрудняющими пластическую релаксацию термических напряжений в пленках феррошпинелей, является низкая подвижность дислокаций и высокий уровень стопорных напряжений на гетерогранице  $\tau \sim \frac{Gb}{L}$ , где L – расстояние между дислокациями несоответствия.

3. В приповерхностных слоях феррошпинелей из-за нарушения стехиометрии вакансионные скопления могут существовать в виде мелких дислокационных петель. Экспериментально существенная плотность малококонтрастных ямок травления обнаруживается для пленок  $\text{Mg}_x\text{Mn}_{1-x}\text{Fe}_2\text{O}_4$  с  $x = 0,8$  при закалке от температуры синтеза и при вакансионном пересыщении в процессе деформации; в пленках с  $x = 0,6$  при пересыщении газа-носителя и последующей закалке от температуры синтеза; в пленках  $\text{Mn}_x\text{Fe}_{3-x}\text{O}_4$  при увеличении содержания железа в составе и закалке в вакууме от температуры синтеза.

Метод непосредственного изучения динамики дислокаций под влиянием сильного электрического поля в пленках магний–марганцевых ферритов позволил установить, что дислокации отрицательно заряжены; линейная плотность заряда  $\sim 10^{12} \text{ Кл}\cdot\text{м}^{-1}$ ; размеры примесного облака возле дислокаций составляет  $\sim 10^{-8} \text{ м}$ . О наличии примесей порядка  $\sim (10^{-3} \div 10^{-1})$ , в частности ионов  $\text{Fe}^{2+}$ , в пленках феррошпинелей свидетельствуют и данные кинетических явлений.

# МЕХАНИЗМЫ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С РАЗ- НОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ, ЛЕГИРОВАННЫХ АЗОТОМ

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Лузгинова Н.В.

*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия,*

[kireeva@spti.tsu.ru](mailto:kireeva@spti.tsu.ru)

На монокристаллах аустенитных нержавеющей сталей с разной энергией дефекта упаковки  $\gamma_{\text{ду}}$  Fe-18%Cr-12%Ni-2%Mo -  $\gamma_{\text{ду}}=0.025$  Дж/м<sup>2</sup> (I), Fe-26%Cr-32%Ni-3%Mo -  $\gamma_{\text{ду}}=0.08$  Дж/м<sup>2</sup> (II) исследовано влияние азота на механизмы деформационного упрочнения в зависимости от концентрации атомов азота, температуры испытания и ориентации оси кристаллов. Установлено, что легирование азотом приводит к понижению  $\gamma_{\text{ду}}$ , появлению ориентационной зависимости критических скальвающих напряжений  $\tau_{\text{кр}}$ , изменению типа дислокационной структуры от ячеистой в сталях без азота к планарной с плоскими скоплениями в сталях с азотом. При анализе коэффициента деформационного упрочнения (КДУ) и перехода типа дислокационной структуры от ячеистой к планарной учитывается изменение структуры скользящей дислокации в поле приложенных напряжений, величина сил трения  $\tau_{\text{F}}$  и  $\gamma_{\text{ду}}$ .

При средних концентрациях азота  $C_{\text{N}}=0.3$  мас.% в монокристаллах  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle$ ,  $\langle 123 \rangle$ ,  $\langle 122 \rangle$ ,  $\langle 011 \rangle$ ,  $\langle 012 \rangle$  сталей I, II наблюдается возрастание пластичности за счет увеличения протяженности стадии II линейного упрочнения. Стадия III динамического возврата не достигается из-за подавления поперечного скольжения легированием атомами азота. В монокристаллах  $\langle 123 \rangle$ ,  $\langle 122 \rangle$ ,  $\langle 011 \rangle$  стали I с низкой  $\gamma_{\text{ду}}$  при  $C_{\text{N}}=0.3$  мас.% обнаружена смена механизма деформации от скольжения к двойникованию при  $T=300$  К. Смена механизма деформации от скольжения к двойникованию в  $\langle 123 \rangle$ ,  $\langle 122 \rangle$ ,  $\langle 011 \rangle$  кристаллах происходит после достижения осью кристалла симметрии  $[001]$ - $[-111]$ . КДУ в  $\langle 123 \rangle$ ,  $\langle 122 \rangle$ ,  $\langle 011 \rangle$  кристаллах на стадии II линейного упрочнения не зависит от температуры испытания и концентрации атомов азота.

В  $\langle 111 \rangle$  кристаллах при  $C_{\text{N}}=0.3-0.4$  мас.% независимо от  $\gamma_{\text{ду}}$  обнаружено падение КДУ относительно кристаллов без азота, которое связано с локализацией деформации в одной системе и изменением типа структуры от ячеистой в кристаллах без азота к планарной при их легировании азотом. Процессы поперечного скольжения в кристаллах данной ориентации с азотом затруднены из-за увеличения величины расщепления дислокаций в поле приложенных напряжений и достижения высоких сил трения  $\tau_{\text{F}}$  за счет легирования азотом. При  $C_{\text{N}}=0.5-0.7$  мас.% высокий КДУ в  $\langle 111 \rangle$  кристаллах связан с взаимодействием двойникования в нескольких системах.

Впервые, при сочетании низкой  $\gamma_{\text{ду}}$  и высокой концентрации атомов азота  $C_{\text{N}}=0.5-0.7$  мас.%, в аустенитных нержавеющей сталях обнаружено двойникование в  $\langle 001 \rangle$  кристаллах при растяжении, которые ранее считались не двойникоующими. В отличие от  $\langle 111 \rangle$  кристаллов, в которых двойникование реализуется по типу образования дефектов упаковки вычитания, в  $\langle 001 \rangle$  кристаллах двойникование реализуется по типу дефектов упаковки внедрения. Взаимодействие двойникования и скольжения в данных кристаллах определяет высокий КДУ.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта № 04-02-02 фонда поддержки фундаментальных исследований ОАО "ММК", ИТЦ "Аусферр" ФНО "Интелс"*

## ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ В МЕТАЛЛАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ КОРОТКИХ ИМПУЛЬСОВ ОКГ

Путилин В.А., Штеренберг А.М.

*Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,*  
[physics@sstu.edu.ru](mailto:physics@sstu.edu.ru)

В многочисленных экспериментальных работах показано, что в металлах после обработки их мощным короткоимпульсным лазерным излучением наблюдаются комплексы различных дефектов: вакансий, межузельных атомов, дислокаций, дислокационных петель и т.д. Очевидно, что при лазерном взрыве на поверхности образца ему передается импульс, который линейно возрастает с ростом энергии падающего потока. При этом образуется ударная волна. Если в чистый образец ввести атомы примеси, то ускорение различных атомов, первоначально находящихся в плоскости, перпендикулярной направлению распространения УВ, различается. При этом атомы будут проявлять тенденцию к разделению, что может привести к генерации дефектов.

Рассмотрим алюминий с некоторым количеством растворенной меди. При большой плотности мощности лазерного излучения исследования должны быть произведены в вакууме из-за возможной ионизации воздуха и возникновения индуцированных лазерным импульсом волн детонации, которые могут внести существенные искажения. Измерения, произведенные на тонких алюминиевых образцах ( $1200\text{\AA}$ ), показывают, что импульс в 15 нс с плотностью энергии  $12\text{ Дж/см}^2$  создавал давление приблизительно 1,2 ГПа. Поскольку образцы тонкие, то затухание ударных волн в них можно не учитывать. Для более толстых образцов с учетом затухания существуют следующие данные: давление на задней стенке алюминиевого образца толщиной 1 мм, созданное импульсом в 30 нс при плотности энергии  $35\text{ Дж/см}^2$ , имеет величину 0,12 ГПа. Согласно этим данным, по образцу алюминия распространяется ударная волна высокого давления. Ударная волна при прохождении передает одинаковый импульс атомам алюминия и меди, но их массы различаются, поэтому различаются и конечные скорости этих двух видов атомов. Для лазерного импульса энергией 30 Дж, падающего на образец и делающего пятно  $3\cdot 10^{-2}$  м в диаметре, имеем на алюминии в воздухе  $v_{Al} = 4,73\cdot 10^5$  м/с и  $v_{Cu} = 1,94\cdot 10^5$  м/с.

Более тяжелый атом меди перемещается через решетку алюминия с относительной скоростью  $(v_{Al} - v_{Cu}) = 2,79\cdot 10^5$  м/с. Таким образом, он ведет себя как более тяжелый ион с кинетической энергией порядка 36 кэВ и может генерировать большое количество пар Френкеля. При расчете числа генерированных пар Френкеля по формуле

$$N = 0,561 \frac{4M_1M_2}{(M_1 + M_2)^2} \cdot \frac{E_k}{E_d},$$

где  $M_1$  и  $M_2$  – атомные массы алюминия и меди,  $E_k$  – кинетическая энергия иона меди,  $E_d$  – минимальная энергия, требуемая для смещения атома решетки, для нашего случая имеем  $N = 342$ .

Данная модель может быть проверена при обработке излучением ОКГ очень чистых металлов. Если предположения верны, то в глубине чистого металла никаких дефектов не возникает.

## АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ ПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА

Козлов Э.В.<sup>2)</sup>, Жулейкин С.Г.<sup>1)</sup>, Попова Н.А.<sup>2)</sup>, Коваленко В.В.<sup>1)</sup>, Громов В.Е.<sup>1)</sup>

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

2) Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия, [kozlov@tomsknet.ru](mailto:kozlov@tomsknet.ru)

В последние годы в литературе дискутируются вопросы механизмов разрушения перлита при протекании дислокационного и диффузионного выноса углерода из карбидных прослоек. В настоящей работе методами электронной микроскопии стали 9ХФ, из которой изготовлены опорные валки стана горячей прокатки, отстоявшие  $10^6$  циклов нагружения, выполнены проверки этих предположений.

Был установлен поэтапный характер разрушения.

Первый этап – первоначально прямые, совершенные, параллельные друг другу пластины цементита и феррита искривляются, это обусловлено не одинаковой деформацией  $\alpha$ -фазы и цементита. Последний прочнее и деформируется меньше. В пластинах  $\alpha$ -фазы появляются изгибные экстинкционные контуры. Плотность дислокаций в феррите возрастает, причем наиболее резко она возрастает на межфазных границах «феррит-цементит».

Второй этап заключается в разрезании цементитных пластин дислокационным скольжением и последующим смещением концов разрезанных пластин на расстояние дислокационного сдвига.

Теперь фрагменты  $\alpha$ -фазы уже не делят длинные пластины этой фазы на части, а фактически представляют собой субзерна, границы которых, в основном, декорированы короткими пластинами цементита. Рефлексы цементита также присутствуют, однако они менее выражены. Третий этап – в процесс включается изгиб-кручение  $\alpha$ -фазы, то есть четко выраженные непрерывные разориентировки. Экстинкционные контуры, обусловленные изгибом-кручением кристаллической решетки, хорошо видны в локальных участках. Затем наступает четвертый этап – начинается вторичная фрагментация  $\alpha$ -фазы. В процессе этих этапов отрезанные части цементитных пластинок могут быть смещены на значительные расстояния. Пятый этап представляет собой дальнейшее интенсивное разрушение цементитных пластин. Количество каналов деформации через них резко возрастает. На субграницы  $\alpha$ -фазы и в их окрестности выносятся частицы из разрезаемых пластин цементита. Выносимые частицы цементита частично теряются дислокациями по траектории перемещения. Завершает процесс разрушения исходного пластинчатого перлита шестой этап. Скользящие дислокации измельчают остатки цементитных пластин и выносят их в объем вторичных фрагментов  $\alpha$ -фазы. На границах фрагментов резко возрастает плотность дислокаций. Поэтому карбидные частицы здесь трудно разрешимы и о месте их нахождения можно судить только по большой плотности дислокаций. На микроэлектронограммах, полученных с таких участков, присутствуют отдельные и очень слабые рефлексы цементита. Прежняя идеальная ломельная структура оказывается полностью разрушенной скользящими дислокациями.

## МЕХАНИЗМЫ И КИНЕТИКА РАЗРУШЕНИЯ ГРАНУЛЬНОГО СПЛАВА, СОДЕРЖАЩЕГО НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИЕ ВКЛЮЧЕНИЯ

Фишгойт А.В., Демидов А.Г., Розанов М.А., Шашурин Г.В.

*ЦИАМ им. П.И. Баранова, Москва*  
[ciamrtc@mail.sitek.ru](mailto:ciamrtc@mail.sitek.ru)

С целью разработки программы вероятностного расчета долговечности деталей со статистически расположенными дефектами выполнено исследование процессов разрушения при растяжении и малоциклового усталости (МЦУ) образцов из гранульного никелевого сплава, содержащего неметаллические включения.

Показано, что при растяжении и МЦУ при комнатной температуре неметаллические включения не оказывают влияния на процессы разрушения образцов. При МЦУ при 650°C, наоборот, основная масса разрушений зарождается на неметаллических включениях, содержащихся в металле, лежащих как на поверхности, так и внутри образца.

Выполнено электронно-микроскопическое исследование, позволившее путем подсчета усталостных бороздок оценить количество циклов роста трещины от ее зарождения до разрушения образца. Как разница между общим количеством циклов до разрушением образца и количеством циклов, затрачиваемых на рост трещины, определен инкубационный период - количество циклов от начала нагружения до зарождения трещин на включениях

Показано, что основную долю долговечности образцов при МЦУ при 650°C занимает, как правило, инкубационный период. Этот период составляет для разных образцов от нуля до 50 тысяч циклов. Период роста трещин длится 1-3 тысячи циклов.

Наибольшую опасность представляют крупные включения от 100 до 200-250 мкм, однако, отмечены случаи малой долговечности образцов при относительно небольших включениях.

Выполнено сравнение шага усталостных бороздок -  $\delta$  на поверхности трещин, растущих от включений, с макро скоростью усталостных трещин -  $dl/dN$ , приведенной в литературе. Отмечен существенный разброс шага бороздок при одинаковых коэффициентах интенсивности напряжений для различных серий испытаний. Тем не менее, показано удовлетворительное совпадение -  $\delta$  и  $dl/dN$ .

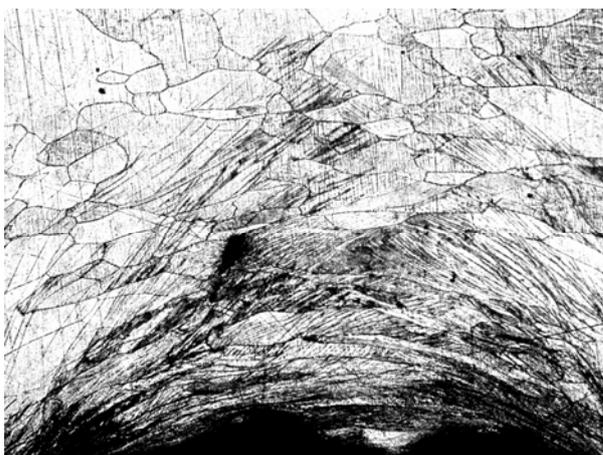
Проведено расчетное моделирование процессов разрушения деталей со статистически распределенными дефектами. Как частный случай этой задачи выполнено расчетное моделирование разрушения образцов с заданием включений в виде участков материала с большим модулем. Совпадение экспериментальных и расчетных результатов является удовлетворительным.

## ИНТЕРФЕРЕНЦИЯ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИХ ВОЛН РАЗГРУЗКИ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МЕДИ

Барахтин Б.К.<sup>1</sup>, Захарова Е.В.<sup>1</sup>, Савенков Г.Г.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>ЦНИИ КМ "Прометей", Санкт-Петербург,  
<sup>2</sup>НПП "Краснознаменец", Санкт-Петербург, Россия

В структуре мишени, изготовленной из меди марки М0 с зерном ~300 мкм, на дне каверны, оставшейся после внедрения в нее клиновидного пластичного ударника со скоростью ~3 км/с, методами световой микроскопии обнаружена система полос (рис.1).



*Рис.1. Полосчатое строение зон дислокационной аккомодации. Внедрение ударника (снизу) оставило после себя каверну.*

Относительно направления внедрения ударника (снизу вверх) полосы расположены симметрично под углами  $\pm 45$  градусов, что свидетельствует о доминирующей роли сдвигов под действием касательных напряжений при их формировании. Значения ширины полос определены в интервале 2-200 мкм. Они характеризуются дискретным распределением в форме:  $X_{n+1}=X_n(1-X_n)$ , которое аналогично логистическому уравнению  $dX/dt=X(a-bX)$ . Методами электронной растровой микроскопии установлено, что полосы представляют собой растравленные зоны аккомодационного преимущественно вторичного скольжения с незначительным вкладом двойникования.

Полученные данные характерны для релаксационного процесса в дислокационной среде с нелинейными свойствами. Поскольку структура деформируемого металла обладает иерархией масштабов, можно полагать, что релаксация структурных напряжений реализуется согласованно с участием не менее двух механизмов деформации. Предполагается, что в условиях высокоскоростного внедрения клиновидного ударника некристаллографическое компенсационное скольжение является доминирующим механизмом аккомодации упругих полей, возникших в результате массового первичного скольжения, нежели двойникование.

## **ЭМИССИЯ ЭЛЕКТРОНОВ С ПОВЕРХНОСТИ КРИСТАЛЛОВ В ПРОЦЕССЕ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ, ВЫЗВАННОЙ ИМПУЛЬСАМИ ТОКА**

Троицкий О.А.

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН*

Обнаружена эмиссия электронов в процессе скачкообразной деформации металлических кристаллов, вызванной импульсами тока. Эмиссия носит характер всплесков при каждом скачке электропластической деформации (ЭПД). Эффект усиливается при росте плотности тока и увеличении длительности импульсов, а также с ростом скорости деформации кристаллов цинка, кадмия, индия, олова и свинца.

Полученные данные расширяют представления об участии свободных электронов в пластической деформации металла и, несомненно, относятся к явлениям, сопровождающим пластичность металла в ее скачкообразном проявлении.

1. Троицкий О.А., Спицын В. И., Линке Е. Эмиссия электронов при электростатической деформации металла. ДАН СССР, 1980 г., Т. 254, № 3, С.680-683.
2. Троицкий О.А., Линке Е. Эмиссия электронов при электропластической деформации металлов. Ж. Физика металлов и металловедение, 1981, Т. 52, № 5, С. 1084-1090.

# НАБЛЮДЕНИЕ ЛОКАЛИЗАЦИИ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОЛЯ В СТРУКТУРЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА ПОСЛЕ ПРОХОЖДЕНИЯ УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКОГО ИМПУЛЬСА

Алексеева Т.Н.<sup>1</sup>, Баракhtин Б.К.<sup>1</sup>, Диваков А.К.<sup>2</sup>, Жигачева Н.И.<sup>2</sup>, Мещеряков Ю.И.<sup>2</sup>, Савенков Г.Г.<sup>3</sup>, Мышляев М.М.<sup>4</sup>

<sup>1</sup>ЦНИИ КМ “Прометей”, Санкт-Петербург,  
[bbarakhtin@mail.ru](mailto:bbarakhtin@mail.ru)

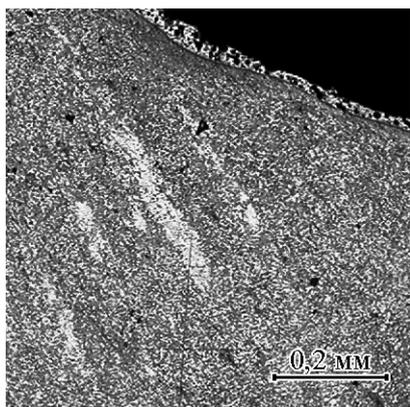
<sup>2</sup>ИПМАШ РАН, Санкт-Петербург,

<sup>3</sup>НПП “Краснознаменец Санкт-Петербург,

<sup>4</sup>ИМЕТ РАН, Москва, Россия

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

Импульс упруго-пластической нагрузки формировался при пробивании мишени пластичным клиновидным ударником со скоростью 2.5 км/с или ударе по образцу плоским бойком со скоростью до 300 м/с. Материалом мишеней служил алюминиевый сплав с 5.5%Mg, 2.2%Li и 0.12%Zr. После многократных операций горячего (РКУ) прессования в исходном состоянии металл имел зерна размером около 1.5 мкм. На микрошлифах, ориентированных перпендикулярно направлению прохождения упруго-



пластического импульса, методами световой металлографии обнаружены участки в виде полос или упорядоченно расположенных пятен, состоящих из укрупненных до 50x300 мкм<sup>2</sup> зерен. Площади участков с такими зернами и шаг их чередования уменьшаются по мере увеличения скорости воздействия. Полосы ориентированы под углом ~45 градусов относительно направления распространения клиновидного ударника или бойка, что свидетельствует о релаксационной природе их образования. Методами электронной просвечивающей микроскопии установлено, что после прохождения ударной волны, вызванной внедрением

пластичного ударника со скоростью 2.5 км/с, наноразмерное строение зерен представляет собой хаотическое нагромождение дислокаций плотностью ~  $E(14) \text{ м}^{-2}$ . Минимальная протяженность трещин сдвига и отрыва, которые обнаруживаются после удара бойком при скоростях свыше 200 м/с, сопоставим с величиной зерен. Характерные размеры глобул, состоящих из цельных (нераздробленных) зерен, определены как 50 мкм. Эта величина коррелирует с шагом пространственного колебания дисперсии остаточных упругих искажений, измеренной методами рентгеноструктурного анализа, и размерами рубцов в волокнистом строении изломов на поверхностях тарелочек откола после удара со скоростью 280 м/с. Собранные факты свидетельствуют о межзеренном разрушении сплава вследствие исчерпания запаса пластичности в его зернах. Предполагается, что причиной образования участков с укрупненными зернами является адиабатическое повышение температуры, обусловленное интенсивными мезопластическими межзеренными сдвигами между группами (глобулами) зерен. Размеры и вид глобул определяются условиями интерференции механического поля с образованием стоячих волн в пределах мишени.

## ПРОЧНОСТЬ И ПЛАСТИЧНОСТЬ СПЛАВА АБМ-1 В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 300-4,2К

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

*Институт измерительной техники “Циклон”,  
Харьков, Украина,  
[iit\\_cyclone@hotmail.com](mailto:iit_cyclone@hotmail.com)*

Алюминиево-бериллиевые сплавы обладают ценным комплексом физических и механических свойств. Высокий удельный модуль упругости делает эти сплавы перспективными для применения в конструкциях, где определяющим расчетным критерием является жёсткость. Кроме того, наличие пластичной алюминиевой матрицы вокруг частиц бериллиевой фазы снижает концентрацию напряжений и препятствует образованию и развитию трещин. Благодаря этому, алюминиево-бериллиевые сплавы могут эксплуатироваться в условиях сложного напряженного состояния. Они обладают большой степенью анизотропии и в 10-15 раз более вязкие, чем обычный бериллий.

Целью настоящей работы являлось исследование механических свойств и структурного состояния сплава АБМ-1 в интервале температур 4,2-300К.

Деформирование со скоростью  $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  осуществлялось на низкотемпературной разрывной машине типа МРК. Образцы для механических испытаний на растяжение вырезались из исходного цилиндрического слитка сплава АБМ-1 вдоль и поперек направления исходного слитка, после чего деформировались вплоть до разрушения при 300, 77, 50, 40, 30 и 4,2К. Затем структуру поверхности разрушения исследовали на растровом электронном микроскопе BS-300.

Кривые упрочнения имеют качественно подобный вид: в интервале 300-77К наблюдается монотонное возрастание предела текучести, заметно увеличиваясь в интервале 77-30К, однако с уменьшением температуры до 4,2К  $\sigma_{0,2}$  понижается. В результате на зависимости  $\sigma_{0,2}(T)$  имеет место максимум напряженного состояния при 30К.

Структурные исследования поверхности разрушения позволили установить температурную и ориентационную зависимости разрушения. При низких температурах независимо от ориентации образцов имеет место хрупкое разрушение, сопровождающееся интенсивным трещинообразованием и наличием хрупких сколов по всей поверхности разрушения.

Установлено, что механические свойства сплава АБМ-1 определяются его структурным состоянием. Характер распределения и ориентации частиц Ве в алюминиевой матрице, а также анизотропия структуры сплава коррелируют с наблюдаемой анизотропией механических свойств, имеющих при 30К аномальный вид. Сопротивление включений пластической деформации повышает его прочностные свойства. В то же время наличие интенсивной пластической деформации вдоль границы раздела двух фаз существенно увеличивает пластичность сплава для образцов продольной ориентации. Очевидно, наличие такой анизотропии необходимо учитывать при использовании материала в каждом конкретном случае.

## КИНЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ РАЗРУШЕНИЯ КОМПОЗИЦИИ (Ti,Cr)B<sub>2</sub> – FeMn – FeV

Попов П.В., Жога Л.В.

*Волгоградская государственная архитектурно-строительная академия,  
Волгоград, Россия,  
[postmaster@vgasa.ru](mailto:postmaster@vgasa.ru)*

Твердые сплавы разрушаются хрупко при приложении нагрузки и показывают широкий разброс значений прочности. Вследствие этого, прогнозирование долговечности затруднено. В работе предлагается определить временные характеристики нового твердого сплава (твердость выше 70 HRA) (Ti,Cr)B<sub>2</sub> – FeMn – FeV с целью прогнозирования разрушения.

Исследования проводились на образцах размером (4x3x42) мм<sup>3</sup>. Исследовалась длительная прочность тугоплавкой композиции при комнатной температуре. Испытания проводились четырехточечным изгибом (расстояние между опорами равнялось 38 мм) при ступенчатом нагружении образцов (выдержка на ступеньке – 900 с),  $\Delta\sigma = 7$  МПа.

Данные о распределении образцов в зависимости от характера разрушения и расчетные значения временных характеристик прочности приведены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1

	$\sigma$ , МПа					
	47	54	61	68	75	82
$n_{\downarrow}$	-	-	11	19	26	28
$n_i$	-	2	3	6	2	-
$n_{\uparrow}$	28	26	14	3	-	-

где,  $n_{\downarrow}$  - число образцов: разрушившихся до начала выдержки,  $n_{\uparrow}$  - не разрушившихся и  $n_i$  - разрушившихся во время выдержки при постоянном напряжении.

Расчет временных характеристик прочности производился [1], при условии  $\ln\tau = \ln A - B\sigma$ . Среднее напряжение равно 65,31 МПа. Интегральная вероятность разрушения  $W = 3,29$  МПа.

Таблица 2

№ п/п	$\bar{\sigma}$ , МПа	$\lg A$ , с	$B$ , МПа <sup>-1</sup>	$\gamma ; 10^{-21}$ , Дж/МПа	$U_0 * 10^{-19}$ Дж
1	65,31	58,7	0,85	3,13	6,83

где,  $U_0$  – энергия активации процесса разрушения,  $\gamma$  - эффективный активационный объем пропорциональный перенапряжениям в месте разрушения.

Анализ скола образцов показал разрушение композита по матрице, что хорошо согласуется со значением энергии активации, приближенно равным энергии сублимации ферросплавов.

1. Шпейзман В.В., Степанов В.А., Жога Л.В. Проблемы прочности и пластичности материалов. М.: Наука, 1979, с.43-55

# ВКЛАД БОЛЬШЕУГЛОВЫХ ГРАНИЦ В ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ МЕТАЛЛОВ ПРИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Фарбер В.М.

УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия,  
[farb.amo@r66.ru](mailto:farb.amo@r66.ru)

В поликристаллах большеугловые границы зерен принимают активное участие в пластической деформации тела, начиная с первых моментов его пластического течения. Это следует: из отсутствия I стадии деформационного упрочнения в поликристаллах, сплющивания зерен при перемещении их границ, испускании и поглощении решеточных дислокаций (РД) большеугловыми границами (БУГр) и многих других экспериментальных и теоретических данных. Границы зерен первыми испытывают “наклеп”: появление в структуре под действием внешних напряжений избыточных зернограничных дислокаций (ЗГД) и возврат структуры (исчезновение внесенных ЗГД), весьма быстро “перерабатывают” дефекты кристаллического строения, поступающих в них из кристаллов. Это предопределяет активное, а зачастую и ведущее, участие границ зерен в пластической деформации металла.

Эволюция структуры при холодной пластической деформации состоит в последовательном возникновении и росте границ различного типа: стенок дислокационных ячеек с углом разориентировки  $\Theta = 0,1 - 0,5^\circ$ , малоугловых дислокационных границ микро- и мезополос ( $\Theta = 1 - 15^\circ$ ), большеугловых границ полос сдвига, полос деформации с ( $\Theta$  в десятки градусов). Следовательно, без уяснения процессов, протекающих в границах зерен, и эволюции их структуры невозможно глубокое понимание механизмов течения поликристаллических тел.

Целью работы явилось теоретическое рассмотрение процессов, протекающих в границах кристаллов при их перемещении, возникновении и рассыпании в ходе холодной пластической деформации металлов.

Показано, что перемещение большеугловых границ инициирует в районе комнатных и даже пониженных температур деформации диффузионные потоки вакансий по градиентам их химического потенциала внутри исходных и вновь образующихся границ.

В окрестностях исходных БУГр возникает особая по структуре, свойствам и “функциям” зона, в которой происходит интенсивный обмен дислокациями и вакансиями между телом зерен и их границами, сход новых деформационных БУГр с отдельных участков исходных границ. Практически одновременно происходит возникновение деформационных БУГр из дислокационных стенок, что, как показано в работе, также связано с потоками вакансий и действием больших эффективных напряжений.

В результате образования новых БУГр, стыкующихся с исходными, в деформируемом теле формируется замкнутая сетка границ, по которым распространяются закономерно ориентированные потоки вакансий и зернограничных дислокаций. Происходит интенсивный обмен РД и вакансиями между телом зерен и их границами, которые, с одной стороны, “перерабатывают” РД в ЗГД, а, с другой стороны, при объединении внесенных ЗГД испускают РД в тело зерен.

Таким образом, БУГр являются при пластической деформации поликристаллов реактором, в котором происходят превращения  $РД \leftrightarrow ЗГД$ , обеспечивающие снятие внутренних напряжений, возникновение, движение и аннигиляция в широком масштабе РД и ЗГД, что обеспечивает пластическое течение тел без нарушения сплошности.

## РАЗРУШЕНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ С КОНСТРУКТИВНЫМ КОНЦЕНТРАТОРОМ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Белозеров В.В., Махатилова А.И., Субботина В.В.

*Национальный технический университет  
„Харьковский политехнический институт”, Харьков, Украина,  
[ukrenergo@kharkov.ukrtel.net](mailto:ukrenergo@kharkov.ukrtel.net)*

Значительное повышение несущей способности деталей достигается использованием высокопрочных материалов и поверхностного пластического деформирования (ППД). Общеизвестна высокая эффективность ППД в повышении усталостной прочности деталей с конструктивными концентраторами напряжений.

В работе рассматривается специфика усталостного разрушения поверхностно-упрочненных обкатыванием роликами валов из стали 30ХГСН2А (HRC 50-52) со стяжной втулкой при знакопостоянном изгибе.

Выявлено, что очаги усталостного разрушения возникают как в зоне сжатия, так и в зоне растяжения, причем первые усталостные трещины образуются в зоне действия сжимающих напряжений от изгиба у кромки стяжной втулки.

Отметим, что, достигнув определенной величины, усталостная трещина в зоне сжатия в дальнейшем не распространяется, и разрушение, в конечном счете, происходит от очага в зоне действия растягивающих напряжений от изгиба. Однако, если в процессе эксплуатации периодически возникают условия, при которых деталь подвергается изгибу противоположного направления даже при незначительных напряжениях, то разрушение происходит от усталостного очага в зоне сжатия.

Методом рентгеновской тензометрии изучено напряженно-деформированное состояние поверхностного слоя в разных зонах (зона сжатия, зона растяжения и нейтральная зона) в исходном состоянии (после ППД) и на разных стадиях циклического нагружения. Выявлена разная устойчивость остаточных напряжений в различных зонах и предложен механизм образования первых усталостных трещин в зоне сжатия у кромки втулки. Установлено, что высокий уровень остаточных напряжений, наведенных обкатыванием в зоне сжатия, является одной из основных причин более раннего появления трещин усталости в этой зоне. Причиной появления трещин в зоне сжатия является интенсивная пластическая деформация, которая возникает вследствие суммирования наведенных обкатыванием сжимающих остаточных напряжений и внешнеприложенных сжимающих напряжений с учетом их концентрации у кромки втулки. Поэтому, целесообразно снизить уровень остаточных напряжений в зоне действия сжимающих напряжений при сохранении прочностных свойств поверхности.

Предложена технологическая схема обкатывания, позволившая существенно повысить усталостную прочность по трещинообразованию в зоне сжатия валов со стяжной втулкой, не снижая при этом усталостной прочности по разрушению в зоне растяжения, что достигается путем изменения эпюры остаточных сжимающих напряжений при сохранении максимальной степени наклепа поверхностного слоя.

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ФАЗОВОМ $\alpha$ - $\beta$ ПЕРЕХОДЕ В СИСТЕМЕ Pd-H.

Волынцев А.Б., Шилов А.Н.

*Пермский госуниверситет, Пермь, Россия,*  
[ashilov@psu.ru](mailto:ashilov@psu.ru)

При насыщении водородом гидридообразующих металлов, находящихся под нагрузкой, наблюдается многократное (на несколько порядков) ускорение эффектов ползучести, релаксации напряжений и обратного механического последействия [1]. Интенсификация всех этих процессов связана с целым комплексом малоисследованных физических явлений. Среди них, прежде всего, называются такие явления, как ориентированные фазовые превращения, пластичность превращения – иначе говоря, размягчение материала в области перемещающейся межфазной границы и фазовый наклеп, обусловленный размерным и структурным несоответствием гидридных включений и матрицы.

В работе методом вычислительного эксперимента подробно исследуется процесс роста зародышей  $\beta$ -фазы, когерентно связанных с матрицей. Рассматривается влияние на процесс релаксации напряжений и эволюцию дислокационной структуры как каждого из перечисленных факторов в отдельности, так и их совместное воздействие.

Используется модель континуального распределения дислокаций с циклическими граничными условиями. Учитывается дальнедействующее упругое взаимодействие дислокаций. Анализируется режим испытаний на релаксацию напряжений ( $\epsilon = \text{const}$ ) при непрерывной закачке водорода. Предполагается, что зародыши новой фазы имеют эллипсоидальную форму и определенным образом ориентированы относительно направления внешней нагрузки. Как частный случай, рассматривается рост круглых включений, при котором практически полностью исключается механизм ориентированного фазового превращения [2]. Для расчета микронапряжений, создаваемых включениями  $\beta$ -фазы, используется модель псевдодислокаций, предложенная А.Б. Волынцевым [3]. Учет пластичности превращения осуществляется моделированием на границе раздела зародыш-матрица условий, облегчающих пластическое течение.

Показано, что на процесс релаксации внешнего напряжения основное, контролирующее влияние оказывает фазовый наклеп. Одного его достаточно для того, чтобы релаксация напряжений в ходе роста кристаллов новой фазы завершилась задолго до их смыкания. В ходе роста зародышей возникают мощные внутренние микронапряжения, которые в сочетании с внешним напряжением приводят к интенсивной подвижке дислокаций. Однако ориентированность зародышей относительно направления внешней нагрузки и пластичность превращения оказывают существенное влияние как на величину, так и на кинетику процесса релаксации.

1. Спивак Л.В., Скрябина Н.Е., Кац М.Я. Водород и механическое последействие в металлах и сплавах. Пермь, 1993. 343 с.
2. Волынцев А.Б., Шилов А.Н. Математическое моделирование эволюции дислокационной структуры и релаксации напряжений в системе Pd-H.// Вестн. Перм. ун-та. Физика./ Перм. ун-т. Пермь. Вып.4. 1995.С 147-170.
3. Волынцев А.Б. Наследственная механика дислокационных ансамблей. Компьютерные модели и эксперимент. Иркутск, 1990. 288 с.

## МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПЕРЕОРИЕНТАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ ПРИ ГЛУБОКИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ СПЛАВОВ Mo-47%Re И V-4Ti-4Cr

<sup>1</sup>Тюменцев А.Н., <sup>2</sup>Коротаев А.Д., <sup>1</sup>Пинжин Ю.П., <sup>2</sup>Дитенберг И.А., <sup>2</sup>Шуба Я.В.,  
<sup>3</sup>Дробышев В.А. <sup>3</sup>Потапенко М.М., <sup>3</sup>Чернов В.М.

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,  
[tyuments@phys.tsu.ru](mailto:tyuments@phys.tsu.ru)

<sup>2</sup>Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия.

<sup>3</sup>Институт неорганических материалов имени А.А. Бочвара, Москва, Россия

Проведено электронномикроскопическое исследование влияния величины пластической деформации на закономерности формирования дефектной субструктуры и механизмы переориентации кристаллической решетки при холодной деформации прокаткой сплавов на основе Mo-47%Re и V-4Ti-4Cr. Показано, что в указанных материалах при достижении величины логарифмической деформации  $e \equiv \ln \epsilon \sim 1$ , во-первых, в число наиболее важных механизмов деформации (и высокоугловой переориентации кристаллической решетки) включается механическое двойникование; во-вторых, наблюдается формирование высокоэнергетических структурных состояний с высокой (десятки град/мкм) кривизной кристаллической решетки и локальными внутренними напряжениями, величина которых при увеличении степени деформации достигает значений  $\sigma_{\text{лок.}} \sim E/30 \div E/20$  ( $E$  – модуль Юнга).

При  $e \geq 1,5$  в сплаве Mo-47%Re и  $e \geq 2,5$  в ванадиевом сплаве обнаружен новый механизм деформации и переориентации кристалла, приводящий к образованию полос локализации деформации, специфическими (общими для исследуемых сплавов) особенностями которых является высокоугловой характер разориентировок с преимущественными значениями векторов переориентации в интервале  $\theta = (50 \div 60)^\circ \langle 110 \rangle$  и близостью границ разориентации к специальным. Для объяснения указанных выше особенностей предложен новый механизм пластической деформации и переориентации кристалла – механизм динамических (прямых плюс обратных мартенситных) фазовых превращений в условиях фазовой нестабильности кристалла в зонах локальных напряжений, близких к его теоретической прочности.

С привлечением этого механизма обсуждаются следующие вопросы:

- природа неустойчивости пластического течения и локализации деформации;
- достижение при холодной прокатке исследуемых сплавов сверхвысоких ( $e > 6$ ) степеней деформации;
- природа рениевого эффекта;
- механизмы механического двойникования по плоскостям со сложными индексами;
- методы формирования микроструктур с высокой плотностью границ зерен специального типа.

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЛОКАЛИЗАЦИИ ДЕФОРМАЦИИ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ МЕХАНИЗМА- МИ ДИНАМИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В ПОЛЯХ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

<sup>1</sup>Тюменцев А.Н., <sup>1</sup>Пинжин Ю.П., <sup>2</sup>Коротаев А.Д.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,  
[tyuments@phys.tsu.ru](mailto:tyuments@phys.tsu.ru)*

<sup>2</sup>*Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск, Россия.*

Обобщены результаты электронномикроскопического исследования закономерностей формирования, особенностей переориентации и дефектной субструктуры полос локализации и двойников деформации, формирующихся в различных условиях пластического течения аустенитных сталей, сплавов на основе V, Mo-47%Re, интерметаллида Ni<sub>3</sub>Al и монокристаллов TiNi сплавов.

Предложен новый механизм деформации и переориентации кристалла - механизм динамических фазовых (прямых плюс обратных мартенситных) превращений в полях высоких локальных напряжений. С использованием теории мартенситных превращений, основанной на концепции кооперативных тепловых колебаний протяженных когерентных объектов (плотноупакованных плоскостей) в кристаллах, проведен анализ механизмов атомных перестроек и закономерностей переориентации кристаллической решетки в зонах указанных выше превращений.

Предполагается, что носителями пластической деформации и переориентации кристалла являются динамические (существующие только в ходе деформации) объемные образования: микрообъемы неравновесных фазово-структурных состояний, являющихся суперпозицией двух структур, когда в пространстве междуузлий исходных (стабильных) фаз существуют новые разрешенные состояния – узлы мартенситных фаз, кооперативным движением атомов через которые осуществляется пластическая деформация и переориентация решетки. Значительную долю формоизменения составляет при этом объемная (растяжение – сжатие) деформация превращений.

Неустойчивость кристаллической решетки в зонах динамических фазовых переходов в результате снижения модулей и разупрочнения материала приводит к неустойчивости пластического течения традиционными (дислокационными, диффузионными) и коллективными дисклинационными механизмами деформации и переориентации кристалла. В итоге пластическую деформацию и переориентацию кристаллической решетки в этих зонах предлагается рассматривать как комбинацию динамических фазовых переходов с указанными выше механизмами. Результатом их совместного действия является формирование внутри полос локализации и двойников деформации широкого спектра дефектных субструктур, в том числе, нанокристаллических структурных состояний с высокой плотностью высокоугловых границ и размерами нанокристаллов от нескольких до нескольких десятков нанометров.

Наиболее важными факторами реализации нового механизма деформации являются низкая эффективность традиционных механизмов деформации и высокий уровень локальных внутренних напряжений – источников фазовой нестабильности кристалла и новых высокоэнергетических носителей пластической деформации и переориентации решетки.

## ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ В ГПУ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

Полетика Т.М., Нариманова Г.Н., Колосов С.В., Зуев Л.Б

*НИУ Институт физики прочности и материаловедения СО РАН,  
Томск, Россия,  
[rin@ff.tsu.ru](mailto:rin@ff.tsu.ru)*

Работа посвящена исследованию характера локализации пластической деформации в промышленных сплавах Э110 (Zr-1%Nb) и Э635 (Zr-1%Nb-1,3%Sn-0,4%Fe), применяемых для изготовления труб тепловыделяющих элементов ядерных реакторов. Интерес к данным ГПУ-сплавам системы Zr-Nb обусловлен тем, что стадийность кривых пластического течения исследуемых сплавов и связь ее с эволюцией локализации деформации и изменением микроструктуры ранее не изучались. Тем не менее, исследование процессов локализации пластического течения, соответствующих различным стадиям деформационной кривой, вплоть до разрушения, и их взаимосвязи с изменением микроструктуры очень актуально. Эти данные необходимы для выяснения закономерностей эволюции микроструктуры, ведущих к локализации деформации на микроуровне и образованию очага разрушения материала, в частности, для оценки запаса технологической пластичности сплавов Э110 и Э635.

Установлено, что кривые пластического течения сплавов циркония являются многостадийными, причем на параболической стадии выделяется до пяти участков, на которых показатель параболичности последовательно уменьшается.

Методом лазерной спеклинтерферометрии получены распределения фронтов локальных удлинений  $\varepsilon_{xx}$  на каждой стадии кривой нагружения вплоть до образования шейки. Это позволило исследовать кинетику образования шейки в циркониевых сплавах с различным составом и структурой. Установлено, что скорость движения фронтов локализации деформации к месту образования шейки зависит от показателя параболичности: чем меньше  $n$ , тем выше скорость движения фронтов локализации. При этом скорость образования шейки зависит от временного сопротивления и общей деформации до разрушения.

Сопоставление результатов электронномикроскопических исследований с данными об эволюции локализации деформации на параболической стадии ( $n < 0.4$ ) позволило сделать вывод о том, что IV стадия пластического течения обусловлена зарождением очага предразрушения и формированием шейки в материале.

В результате направленного движения деформационных фронтов к одному очагу локализации и слияния с ним происходит периодическое накопление в нем деформации, что проявляется в более быстрой смене дислокационных субструктур вплоть до образования фрагментированной структуры, наблюдаемой при формировании шейки.

Установлена количественная связь между пространственным периодом локализации пластической деформации и характеристиками дислокационной структуры циркониевых сплавов. Показано, что длина волны локализованной деформации прямо пропорциональна среднему характерному размеру дислокационной субструктуры, возникающей в материале на разных стадиях пластического течения. Это свидетельствует о тесной взаимосвязи явлений, характерных для макро- и мезомасштабных уровней пластического течения.

## ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ СТАЛИ ГАДФИЛЬДА

Захарова Е.Г., Киреева И. В., Чумляков Ю. И., Шульмина А. А.

*Томский государственный университет, Сибирский физико-технический институт,  
Томск, Россия,  
[zakharova\\_e@spti.tsu.ru](mailto:zakharova_e@spti.tsu.ru)*

На монокристаллах стали Гадфильда (Fe-13Mn-1.03C, мас.%) проведены исследования влияния отжига 370<sup>0</sup>С-5ч. на стадийность пластического течения "σ–ε диаграмм", коэффициенты деформационного упрочнения θ и механизмы пластической деформации в условиях растяжения при комнатной температуре.

В закаленных кристаллах <012>, <123>, <113>, ориентированных для одиночного скольжения, стадийность пластического течения связана с последовательным действием скольжения, двойникования в первичной системе, взаимодействия двойникования со скольжением. Протяженность стадии, связанной со скольжением определяется удаленностью исходной ориентации кристалла от симметральной, связывающей полюсы <001> и <111>, и возрастает по мере отклонения оси кристалла от симметральной. В ориентации <012> с начала пластического течения деформация реализуется скольжением полосой Людерса-Чернова. Особенностью деформации монокристаллов <012>, <123>, <113> является смена механизма деформации от скольжения к двойникованию после небольшой степени деформации скольжением (20-40%) при растяжении при комнатной температуре, в отличие от чистых ГЦК сплавов с близкой к стали Гадфильда энергией дефекта упаковки ДУ ( $\gamma_{ДУ}=0.023 \text{ Дж/м}^2$ ), где активация двойникования возможна только при низких температурах испытания и ему предшествует большая (50-60%) степень деформации скольжением.

Отжиг 370<sup>0</sup>С-5ч. не приводит к выделению карбидов, способствует формированию атмосфер Коттрела и изменению распределения атомов углерода в твердом растворе. Это проявляется в изменении закономерностей пластического течения монокристаллов стали Гадфильда. Наблюдается увеличение пластичности монокристаллов (<012>, <123>, <113> кристаллы) в 1,5-2 раза по сравнению с закаленными кристаллами. Протяженность всех стадий в отожженных кристаллах возрастает по сравнению с закаленными кристаллами. После отжига с начала пластического течения деформация <012>, <113> кристаллов развивается полосой Людерса-Чернова, наблюдается явление "перескакивания" оси кристалла через симметраль, линии скольжения на ранних стадиях деформации становятся более четкими. Следовательно, отжиг приводит к формированию ближнего порядка по углероду в твердом растворе, что и определяет локализацию пластического течения стали. Как показывают исследования прецессии оси кристаллов в состаренном состоянии потери на сдвиг в сопряженных системах скольжения и двойникования меньше, чем в закаленных кристаллах. Таким образом, активации сдвига преимущественно в одной системе приводит к подавлению процессов формирования шейки и росту пластичности кристаллов. Отжиг 370<sup>0</sup>С-5ч. не подавляет двойникование, которое наблюдается в закаленных монокристаллах стали Гадфильда.

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

# МОРФОЛОГИЯ МЕЗОФАЗ ОТПУСКА В СТАЛЬНЫХ ЛИСТАХ РАЗНОЙ ТОЛЩИНЫ ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ С РАЗЛИЧНОЙ СКОРОСТЬЮ ОХЛАЖДЕНИЯ

Барахтин Б.К., Голосиенко С.А., Хлусова Е.И.

ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург, Россия  
[bbarakhtin@mail.ru](mailto:bbarakhtin@mail.ru)

Закалка сталей с ускоренным охлаждением позволяет не только зафиксировать результат предшествовавшей термомеханической обработки, но и обеспечить дополнительное улучшение комплекса механических параметров вследствие измельчения и упругопластического наклепа мезофаз - продуктов фазовых превращений. Собственные и опубликованные данные других авторов дают основание полагать, что после закалки с высокой скоростью охлаждения структурное состояние металла пребывает в неравновесном состоянии, которое, в свою очередь, способствует активизации процессов упрочнения при последующем отпуске (рис.1.).

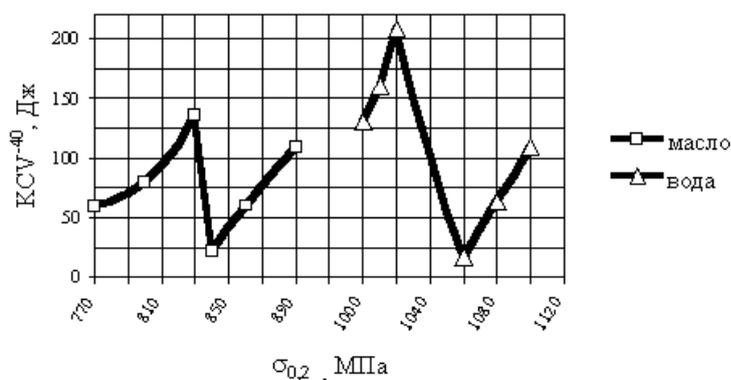


Рис.1. Изменение предела текучести  $\sigma_{0.2}$  и вязкости  $KCV^{40}$  образцов сталей 09ХНЗМДФ после закалки в масло и воду.

После закалки с различной скоростью охлаждения в сталях 10ХН2МД предполагается неравновесное состояние, одним из последствий которого могут являться кооперативные процессы в нелинейной среде с ансамблями дефектов кристаллического строения. С целью обнаружения следов нелинейного взаимодействия вблизи границ мезофаз в закаленных образцах методами световой металлографии и электронной просвечивающей микроскопии изучена

морфология контуров пакетов игольчатого и зернистого видов, а также изображений интерференционного контраста от дислокационных структур.

С помощью мультифрактального анализа изображений установлено, что при ускоренном охлаждении закаливаемых стальных листов толщиной 10-20 мм увеличение объемных долей игольчатых мезоструктур и мартенсита самоотпуска сопровождается уменьшением значений фрактальной размерности их контуров. Обнаружено устойчивое и постоянное различие в величинах размерностей, характеризующих границы пакетов и зон периодического интерференционного контраста вблизи них. Полученные данные рассматриваются как признак проявления нелинейных процессов в структурных изменениях сталей.

## ПРЕЦИЗИОННОЕ ОПРЕДЕЛЕНИЕ РАЗМЕРОВ ЭЛЕМЕНТАРНЫХ ЯЧЕЕК ТЕТРАГОНАЛЬНЫХ СТРУКТУР

Ткачёв С.П.

СамГТУ, Самара, Россия

Решение ряда научных и прикладных проблем физики твёрдого тела нуждается в прецизионном определении параметров элементарных ячеек исследуемых кристаллических структур. Случайные ошибки при соответствующем выборе и назначении условий эксперимента можно снизить до требуемого уровня, но остаются систематические погрешности рентгеновской дифрактометрии. К ним относятся чисто инструментальные aberrации: отклонение поверхности образца от фокусирующей поверхности, эксцентриситет гониометра, проникновение рентгеновских лучей в исследуемый образец, вертикальная расходимость лучей, смещение нуля счётчика, инерция записывающего прибора, а также изменение факторов Лорентца, поляризации и дисперсии по ширине дифракционной линии. Наиболее простыми в практическом применении являются методы расчёта и исключения этих погрешностей разработанные для кубических сингоний. С этой целью используется съёмка с эталоном, графический метод Нельсона и Райли, Бредли и Джея, аналитический метод, метод наименьших квадратов, а также LRM- метод. Применение отмеченных методов требует наличия синглетных линий в прецизионной области углов отражений. Как следует из квадратичной формы для тетрагональной сингонии,

$$\sin^2 \vartheta = \frac{\lambda^2}{4a^2} \left( h^2 + k^2 + l^2 \frac{a^2}{c^2} \right),$$

все рефлексы дифракционного спектра мартенситных структур сталей, кроме отражения (222), являются мультиплетными. Причём эти мультиплеты не разрешаются даже при большой степени тетрагональности. Однако расчёты показали, что положения центров тяжести тетрагональных мультиплетов {hkl} совпадают с аналогичными углами отражений для линий с индексами (hkl) кубической сингонии

$$\sin^2 \vartheta = \frac{\lambda^2}{4a^{*2}} (h^2 + k^2 + l^2)$$

с параметром элементарной ячейки  $a^*$ . Исходя из вышесказанного, алгоритм исключения систематических погрешностей при расчёте параметров тетрагональной решетки заключается в следующем: 1) нахождении положений тетрагональных мультиплетов, 2) прецизионном определении параметра  $a^*$  по найденным углам дифракции, 3) расчёте углов дифракции по найденному параметру  $a^*$ , 4) использовании найденных углов в уравнениях работ [1, 2,] для вычисления величин  $a$  и  $c$  тетрагональной структуры.

1. Ткачёв С. П Рентгенографический анализ кристаллических структур без разделения дифракционных мультиплетов (обзор). Зав. лаб. №8,1996, С.27-31.
2. Ткачёв С. П Рентгенографические методы исследования кристаллических структур при неразрешающихся дифракционных мультиплетах. Вестник СамГТУ, Вып.4, Серия физ, -мат. наук.1996, С.152- 174

## ОЦЕНКА КАЧЕСТВА ЗАЛЕЧИВАНИЯ МИКРОТРЕЩИН В ЦГК

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

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

Проблема восстановления сплошности является очень актуальной. Для ее эффективного решения необходимо понимание сущности процессов залечивания. Наибольший интерес представляют количественные методы определения качества залечивания микротрещин.

Цели работы: разработка методов качественной и количественной оценки степени залечивания участков самозалечившихся трещин.

### **1. Микроиндентирование кристаллов**

Предложена методика оценки качества залечивания микротрещин, основанная на аномальном растрескивании поверхности скола монокристаллов LiF при воздействии пирамидки Виккерса. Вблизи залеченного участка у вершин трещин асимметричного скола наносили отпечаток, диагональ которого ориентирована по  $\langle 110 \rangle$ . Трещины от воздействия индентора проходили сквозь русло самозалечившейся трещины, не меняя траектории своего движения. При наличии свободной поверхности и отсутствии залеченного участка трещина от пирамидки Виккерса меняла свою траекторию и уходила в трещину скола, указывая тем самым на отсутствие залечивания.

### **2. Метод сверхскоростной фоторегистрации**

Оценены скорости распространения трещин. Установлено, что скорость движения трещины по залеченному участку ( $V_2$ ) меньше, чем скорость распространения трещин в кристаллах ( $V_1$ ). Эта тенденция сохраняется для кристаллов KCl, LiF и NaCl. Наблюдается упрочнение материала в области залечивания. Определенные скорости развития трещин позволяют оценить общее время их раскрытия, что влияет на состояние поверхностей. Установлено, что воздух проникает только в приповерхностные зоны полости трещины. Глубина проникновения воздуха внутрь трещины намного меньше размера самого кристалла. Определено время раскрытия трещины при ее обратимом движении в кристалле, составляющее 10-15 мкс. За это время поверхности трещины не успевают загрязниться атмосферным воздухом и, оставаясь ювенильными, легко схватываются, восстанавливая сплошность кристалла. Сохранение ювенильности поверхностей определяет качество залечивания. Данный метод носит количественный характер, хотя его недостатком является полное разрушение образца.

### **3. Исследование прочности кристаллов на разрыв**

При испытании образца на разрыв силу прикладывали перпендикулярно залеченному участку плоскости трещины скола по (010). Отмечено, что разрыв происходит не по плоскостям залечивания, а по параллельным соседним плоскостям кристалла. Метод носит качественный характер. Недостатком метода является полное разрушение образца.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №02-01-01173, №03-01-06506).*

# ГЕРЕРОГЕННОЕ ЗАРОЖДЕНИЕ МАРТЕНСИТА НА ДИСЛОКАЦИЯХ И ПРЕЦИПИТАТАХ В СПЛАВАХ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Малыгин Г.А.

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

*Санкт-Петербург, Россия*

[malygin.ga@mail.ioffe.ru](mailto:malygin.ga@mail.ioffe.ru)

Результаты электронномикроскопических исследований сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) показывают, что дислокации являются местами гетерогенного зарождения мартенсита. Аналогичные исследования, выполненные на никелиде титана, содержащего когерентные частицы интерметаллида  $Ti_3Ni_4$ , обнаружили образование около частиц пластинок R-мартенсита толщиной 1-10 нм и длиной 10-100 нм. Очевидно, что в обоих случаях появление мартенситных микро(нано)прослоек связано с существованием полей упругих напряжений около дислокаций и когерентных преципитатов.

В работе [1] с помощью теории размытых мартенситных переходов (РМП) рассмотрено образование мартенситных областей около винтовых и краевых дислокаций, их плоских скоплений, а также в двумерных решетках из краевых дислокаций разного знака. Теория РМП определяет фазовое равновесие в кристалле, т.е. объемные доли мартенсита и аустенита в нем в зависимости от температуры и механического напряжения. Так как упругие поля дислокаций и их скоплений локально нарушают это равновесие, то для его восстановления требуется образование дополнительного мартенсита. Размер мартенситных областей около дислокаций и их скоплений зависит от температуры и энергии мартенситной релаксации напряжений. Согласно расчету двумерные решетки из краевых дислокаций разного знака заметно влияют на параметры мартенситного перехода (его характеристическую температуры) при плотностях дислокаций выше  $10^{14} \text{ м}^{-2}$ .

Анализ [2] образования мартенситных областей около дискообразных частиц  $Ti_3Ni_4$  показывает, что R-мартенсит формируется, в основном, в областях над и под плоскостью отдельного диска, т.е. в местах максимальных осевых растягивающих напряжений, вызванных разницей межплоскостных расстояний (111) в фазе B2 и включении  $Ti_3Ni_4$ . Как и в случае дислокаций, размер мартенситных областей зависит от температуры. Расчеты показывают, что характеристическая температура перехода  $T_c$  линейно зависит от объемной концентрации выделений  $f$ ,  $T_c = (1+\alpha f)T_{c0}$ , где  $T_{c0}$  – температура перехода в отсутствие преципитатов. Величина коэффициента  $\alpha$  определяется величиной поля напряжений около отдельного выделения и термодинамическими и структурными параметрами перехода. Оценка показывает, что в случае B2→R перехода  $\alpha \approx 0.5$ .

1. Г.А. Малыгин. ФТТ **45**, 2, 327(2003).
2. Г.А. Малыгин. ФТТ **45**, 8, 1491(2003).

## МЕХАНИЗМ ФОРМИРОВАНИЯ, СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ КОМПОЗИТОВ Cu-Mo, W, Ta

Зубков А.И.

*Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,  
Харьков, Украина,  
[ukrenergo@kharkov.ukrtel.net](mailto:ukrenergo@kharkov.ukrtel.net)*

Обсуждаются проблемы, связанные с получением высокопрочных и электропроводных дисперсно-упрочненных композиционных материалов систем металл-металл, компоненты которых не имеют взаимной растворимости в равновесных условиях. Объектами исследования служили фольги бинарных систем Cu-Mo, Ta, W толщиной до 50 мкм, полученные кристаллизацией смесей их паров на подогреваемую подложку в вакууме. Варьировали состав паровой фазы, температуру подложки и скорость конденсации. Структуру изучали методами просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии. Измеряли прочностные характеристики при активном растяжении, микротвердость и удельное электросопротивление. Показано, что при формировании конденсатов по механизму пар – твердое тело в результате протекания конкурирующих процессов захвата легирующих элементов фронтом кристаллизации и поверхностной диффузии адсорбированных атомов, приводящих к образованию наночастиц Mo, Ta, W, может быть реализован широкий спектр структурных состояний. При целенаправленном варьировании состава паровой фазы и технологических параметров могут быть получены пересыщенные растворы Mo, W, Ta в кристаллической решетке меди и (или) высокодисперсные двухфазные системы Cu-Mo, Cu-Ta, Cu-W.

Установлена взаимосвязь структурных и технологических параметров с физико-механическими свойствами.

Проведены исследования необратимых процессов эволюции структуры этих материалов при термической обработке, приводящих к формированию типично композиционных структур. Изучены условия возникновения пика дисперсионного твердения, высота и положение которого зависят от типа легирующего элемента, его содержания, степени растворимости в кристаллической решетке меди, дисперсности упрочняющей фазы в исходном конденсированном состоянии.

Проанализированы особенности и механизмы пластической деформации на пределе текучести на возрастающей и ниспадающей ветвях пика дисперсионного твердения.

## АНАЛИЗ ДАННЫХ ВИСКОЗИМЕТРИЧЕСКОГО ЭКСПЕРИМЕНТА В РАМКАХ ТЕОРИИ АБСОЛЮТНЫХ СКОРОСТЕЙ РЕАКЦИИ

Кофанов С.А., Чикова О.А., Попель П.С.

*Уральский государственный педагогический университет,  
Екатеринбург, Россия,  
[ser-kofanov@yandex.ru](mailto:ser-kofanov@yandex.ru)*

Изучение вязкости является одним из распространенных косвенных методов физико-химического анализа строения жидких растворов. Температурные зависимости вязкости в большинстве случаев имеют экспоненциальный вид:  $v=Ae^{(E_v/RT)}$ . Методология переходного состояния применительно к вязкому течению [1] позволяет по-

дойти к оценке параметров промежуточного активированного комплекса, используя связь между кинетическими и термодинамическими величинами. В рамках этих представлений энергия активации вязкого течения представляется в виде суммы:  $E_b = \Delta G_b^\ddagger + RT + \Delta S_b^\ddagger T$ , где  $\Delta G_b^\ddagger = RT \ln(Mv/N_A h)$  - свободная энергия активации вязкого течения и  $\Delta H_b^\ddagger = E_b - RT$  - энтальпия вязкого течения ( $\Delta S_b^\ddagger$  - энтропия активации вязкого течения,  $M$  - молярная масса,  $N_A$  - число Авогадро,  $h$  - постоянная Планка). Если предположить, что вся энергия активации  $E_b$  расходуется только на образование вакансий т. е.  $E_b = W \cdot N_A = 4 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot \sigma$  ( $W$  - энергия образования дырки,  $\sigma$  - межфазное натяжение), то по опытным значениям можно найти радиусы дырок  $r$ , необходимых для осуществления вязкого течения.

Из многочисленных экспериментов [2] известно, что после плавления шихтовых материалов жидкие металлические растворы в течение длительного времени сохраняют унаследованное от них микрогетерогенное строение. В таком расплаве дисперсные частицы, обогащенные каким-либо из компонентов, образуют коллоид, а при кристаллизации играют роль зародышей твердых фаз. Задачей данной работы было изучить возможность использования указанных представлений о механизме вязкого течения для интерпретации данных вискозиметрического эксперимента. Ранее авторами была измерена вязкость расплавов Al-Ni с содержанием Ni 2,0 5,0 5,7 и 10,0 вес. % [3]. Считая расплав алюминия матричной жидкостью, авторы выполнили расчет энергии активации вязкого течения, свободной энергии активации вязкого течения и провели оценку размеров единиц вязкого течения. Результаты расчетов представлены в таблице.

Таблица

Содержание Ni в вес. %	$E_b$ , Дж/моль	$\Delta S_b$ , Дж/К·моль
0	0,618	4,729
2	0,784	4,753
5	1,006	4,793
5,7	0,920	4,789
10	1,321	4,847

Авторы обсуждают полученные результаты с позиций коллоидной модели микрогетерогенного строения расплавов, согласно которым повышение энергии активации вязкого течения и энтропии активации вязкого течения при увеличении содержания Ni может быть вызвано изменениями структуры ближнего порядка, происходящими в частицах, образованных при плавлении кристаллами интерметаллида  $Al_3Ni$ .

1. А.Р. Регель, В.М. Глазов. Закономерности формирования структуры электронных расплавов. М.:Наука, 1982,320с.
2. С.И. Попель, М.А. Спиридонов, Л.А. Жукова. Ближний порядок в жидких и аморфных металлах по данным электронографического эксперимента. Екатеринбург, УГТУ, 1997, 384 с.
3. С.А. Кофанов, О.А. Чикова, П.С. Попель. Вязкость жидких сплавов Al-Ni. Екатеринбург. Вестник ГОУ ВПО УГТУ, 2003, с. 63-65.

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ЗЕРНОГРАНИЧНУЮ РЕЛАКСАЦИЮ В НИКЕЛЕ

Выбойщик М.А., Слоневский Ю.Н.

*ТГУ, Тольятти, Россия*

Неклюдов И.М., Пархоменко А.А.

*ИНЦ ХФТИ, Харьков, Украина*

Важность процессов, происходящих на границах зерен в металлах, как в обычных условиях, так и под облучением, всегда определяли значительный интерес исследователей, что отмечается в обзорных работах [1-3]. С изменением структуры и свойств границ зерен при воздействии облучения связывают такие явления, как высокотемпературное охрупчивание (ВТРО), радиационную ползучесть, неравномерность радиационного распухания. Изучение зернограничной релаксации методом внутреннего трения (ВТ) позволяет оценить суммарный вклад различных факторов в поведение границ зерен под воздействием циклических механических напряжений.

В настоящей работе изучено влияние облучения электронами и  $\gamma$ -квантами различных энергий на ВТ в никеле. Образцы облучали частицами с энергиями: 8 МэВ – энергия ниже порога ядерных реакций, 23 МэВ – энергия порога ядерных реакций, 225 МэВ – энергия выше порога ядерных реакций, в результате которых образуются продукты деления атомов Ni. Одним из основных продуктов ядерных реакций являются атомы He, присутствие их сильно влияет на свойства металлов.

Зависимость ВТ исходных (необлученных) образцов имеет устойчивый максимум, который не изменяет своего положения при многократном повторении измерений. На облученных образцах наблюдается смещение положения максимума ВТ. Температурное положение максимумов ВТ облученных образцов не устойчиво и в процессе многократного повторения измерений, то есть отжига, смещается в сторону низких температур до тех пор, пока не достигнет стабильного положения.

По результатам проведенных экспериментов и сопоставления их с известными результатами по радиационному охрупчиванию [4,5] можно сделать следующие выводы: 1. Характер и скорость изменения положения максимума ВТ в процессе отжига для облученных образцов, не содержащих He, и для образцов, содержащих He, значительно отличаются. 2. Температурный сдвиг максимума ВТ в область низких температур наблюдается на облученных образцах при наличии He подобно явлению ВТРО. 3. Увеличение дозы облучения и, особенно, концентрации He обуславливает большее смещение максимума ВТ в область низких температур, подобно как рост дозы облучения и, особенно, концентрации He вызывает уменьшение температуры начала проявления ВТРО.

Качественное подобие результатов полученных разными методами исследования дает возможность говорить о подобии механизмов, лежащих в основе сопоставляемых явлений.

1. Nabraken L., Gaspard C.// Metallurgie 1975, Vol.15, №4, p.204-221
2. Gleiter H.// Mat.Sci. and Eng. 1982, Vol.52, p.91-131.
3. Зеленский В.Ф., Кирюхин Н.М., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С., Пархоменко А.А.// Высокотемпературное радиационное охрупчивание материалов.-Харьков 1983.
4. Паршин А.М., Неклюдов И.М., Камышанченко Н.В. и др. Монография. Физика радиационных явлений и радиационное материаловедение. - Москва, С-Петербург, Белгород, 1998.-378с.
5. Зеленский В.Ф., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С. и др. Некоторые проблемы физики радиационных повреждений. - Киев: Наукова думка, 1979.

## РОЛЬ РОТАЦИОННЫХ ЯВЛЕНИЙ В ПРОЦЕССАХ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЕЙ

Батаев А.А., Батаев В.А.

*Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия*  
[mm@mail.fam.nstu.ru](mailto:mm@mail.fam.nstu.ru)

В развитии структурных преобразований, происходящих в деформируемых металлических материалах, важную роль играют процессы ротационной пластической деформации. Наиболее ярко поворот материала проявляется при пластической деформации с высокими степенями.

В работе исследовали процессы структурных преобразований, происходящих в поверхностных слоях стали, подвергнутой интенсивной пластической деформации в процессе сухого трения скольжения. Показано, что в условиях интенсивной пластической деформации, сопровождающейся нагревом поверхностного слоя до температур  $\sim 600...800^{\circ}\text{C}$ , структура пластинчатого перлита меняется на глобулярный перлит. Цементитные частицы декорируют плоскости скольжения в деформируемой стали и, с точки зрения визуализации линий течения пластического течения, выполняют функцию красителя при наблюдении ламинарного течения в жидкостях.

Отличительной особенностью строения поверхностных слоев исследуемого материала является вихреподобная форма цепочек цементитных выделений. Объяснение этого факта может быть связано с тем, что зоны наиболее активного пластического течения в поверхностных слоях материала имеют форму тел вращения.

Диаметр отдельных окружностей составляет  $\sim 5...50$  мкм. Вихреобразные феррито-цементитные построения, наблюдаемые в поверхностных слоях исследуемого материала, внешне напоминают поперечное сечение слоя карандашей, катящихся по поверхности стола. Металлографически признаки ротационной пластичности наблюдаются в поверхностных слоях металла толщиной  $\sim 50...100$  мкм. Формирование вихреобразных построений связано с проявлением коллективных эффектов в структуре деформированного материала на микро- и мезомасштабном уровнях, т.е. является результатом процесса самоорганизации тонкодисперсной феррито-цементитной структуры. Возможность образования вихреобразных построений в поверхностных слоях деформируемого материала может быть обусловлена особыми условиями, в которых находятся эти слои. Речь идет, в первую очередь, о высоких температурах и локальных напряжениях, развивающихся в зоне контакта. При трении скольжения такие условия могут быть реализованы лишь в тонких поверхностных слоях деформируемого материала. В более глубоких слоях явных следов вихреобразной структуры в исследованном материале не наблюдалось.

Из-за большой разницы в свойствах поверхностных и глубинных микрообъемов сплошность металлической среды постепенно теряется. Поэтому зоны сопряжения объемов с завихренной и слоистой структурой характеризуются наличием дефектов в виде пор и микротрещин. По мере развития этих дефектов происходит постепенное разрушение поверхностного слоя. Таким образом, поворотные моды деформации могут играть очень важную роль в процессах изнашивания, соответствующих тяжелым условиям нагружения, близким к условиям схватывания контактирующих тел или непосредственно соответствующих этим условиям.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки Российской Федерации*

## ВЛИЯНИЕ He, ИМПЛАНТИРОВАННОГО В Ni, НА ЗЕРНОГРАНИЧНУЮ РЕЛАКСАЦИЮ

Выбойщик М.А., Слоневский Ю.Н.,  
ТГУ, Тольятти, Россия

В радиационном материаловедении, при создании конструкционных материалов для атомных реакторов, особенно на тепловых нейтронах, давно стоит проблема гелия, накапливаемого в металлах во время работы реактора [1,2]. Особый интерес вызывает исследование начальных стадий проявления влияния He. Такое исследование позволяет осуществить метод внутреннего трения (ВТ), а именно, снятие температурной зависимости ВТ образцов материалов, насыщенных He, в условиях тлеющего разряда.

В эксперименте были использованы образцы никеля. Результаты эксперимента приведены на рис.1, где присутствуют два максимума А и В. Максимум ВТ А – результат зернограничной релаксации, его температурное положение совпадает с

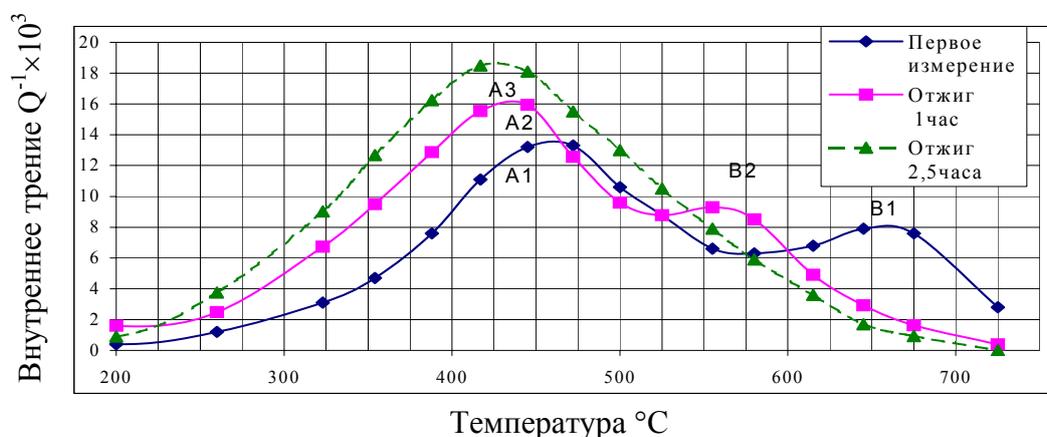


Рис.1. Температурная зависимость ВТ.

положением максимума ВТ исходных образцов. Последующие измерения температурной зависимости ВТ приводят к смещению максимума А в сторону меньших температур. В результате многократного повторения измерений, то есть отжига под воздействием повторнопеременных напряжений, максимум А смещается до тех пор, пока не достигнет стабильного положения.

Характер поведения зернограничного максимума ВТ образцов Ni с имплантированным He, подобен поведению ВТ образцов, облученных электронами с энергией 225 МэВ [3], с той лишь разницей, что время достижения стабильного положения меньше. Температурное положение максимума В хорошо совпадает с максимумом термодесорбции He из Ni, который обусловлен диссоциацией комплексов гелий-вакансия. При последующих измерениях максимум В смещается в сторону низких температур с большей скоростью, чем максимум А, и, «догнав» максимум А сливается с ним.

1. Винокуров В.Ф., Рыбин В.В., Фабрицев С.А., Альтовский И.В., Григорян А.А. Проблема гелиевого и водородного охрупчивания конструкционных материалов ИТЭР//ВАНТ.Сер.:ФРП и РМ-1990, вып.2 с.197-213
2. Залужный А.С., Сокурский Ю.Н., Тебус В.Н. Гелий в реакторных материалах.// М.: Энергоатомиздат, 1988.
3. Кристал М.А., Выбойщик М.А., Кацман А.В., Слоневский Ю.Н., Неклюдов И.М., Ожигов Л.С., Пархоменко А.А. Влияние электронного облучения на процессы зернограничной релаксации в никеле.//ВАНТ.Сер.:ФРП и РМ,-1989.вып.1 с.53-55.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЗМА ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Al – Zn – Mg

Григорьева Н.А., Ковалевская Т.А.

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

Современные алюминиевые сплавы обладают высокой удельной прочностью и поэтому, несмотря на появление новых различных конструкционных материалов, имеют хорошие перспективы для промышленного применения в будущем.

Были проведены исследования развития деформации в сплаве Al-6%Zn-3%Mg, содержащем микродобавки переходных металлов, который является сложной многокомпонентной системой. Образцы сплава деформировались сжатием и растяжением; перед деформацией образцы подвергались закалке от 633 К, а затем старению (некоторые образцы только закаливались). Кроме того, исследовался сплав, деформированный посредством удара.

Деформационный рельеф изучался с помощью оптических и электронно-микроскопических (ЭМ) методов. Для ЭМ исследований были приготовлены реплики с оттенением двух видов: для непрерывных деформаций с прерыванием (опыты с переполровкой). В результате исследований был получен широкий набор характеристик картины скольжения закалённого и состаренного сплавов. Было установлено, что в состаренном сплаве, подвергнутом сжатию, формируются зоны сдвига двух типов, получившие условное название: «слабые» и «мощные». Новые зоны сдвига обоих типов формируются в непосредственной близости от старых зон, поэтому большинство линий скольжения фактически являются полосами скольжения. В закалённом сплаве, напротив, по мере увеличения степени деформации ( $\varepsilon$ ) в основном наблюдается активизация «старых» зон сдвига.

Эволюция деформированного рельефа состаренного и закалённого сплава, подвергнутого растяжению, имеет другие закономерности. Наиболее важным отличием является отсутствие грубых линий скольжения, разрушение образцов имеет место при  $\varepsilon \sim 0,05-0,07$ .

Результаты ЭМ исследований дислокационной субструктуры сплава, деформированного сжатием, показали, что при низких степенях деформации в состаренном сплаве доминирует сетчатая субструктура. При  $\varepsilon > 0,15-0,17$  наиболее типична субструктура с многомерными разориентировками. При  $\varepsilon > 0,02$  обнаружена фрагментированная (блочная) субструктура двух типов. Подобные субструктуры обнаружены и в сплаве, подвергнутом высокоскоростному нагружению, если образуются полосы локализации. Установлено также, что закономерности эволюции субструктуры состаренного и закалённого сплава существенно отличаются. Основное отличие – отсутствие блочных субструктур в закалённом сплаве. Следует отметить, что такие субструктуры не наблюдаются и в сплаве, деформированном растяжением.

## ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ В КРЕМНИИ ПРИ ДЕЙСТВИИ ЛОКАЛЬНЫХ ТЕПЛОВЫХ ИСТОЧНИКОВ НА ЕГО ПОВЕРХНОСТИ

Скворцов А.А., Саланов А.А.

Ульяновский государственный университет, Ульяновск, Россия

[scvor@sv.uven.ru](mailto:scvor@sv.uven.ru)

В работе рассматривается дефектообразование в полупроводниковом кремнии при наличии на его поверхности локального источника тепла в виде тонкой металлической пленки толщиной 500 нм, напыленной на его поверхность. Тепловой удар осуществлялся пропусканием через нее одиночных импульсов тока плотностью  $j=(1...8)\cdot 10^{10}$  А/м<sup>2</sup> и длительностью  $\tau=50...800$  мкс.

Исследования температуры источника термоудара проводились по методике [1]. В качестве полупроводниковой подложки использовались легированные фосфором кремниевые пластины ориентации [111] с удельным сопротивлением 20-30 Ом·см и толщиной 350 мкм. Алюминиевая пленка наносилась на прогретую до 473 К поверхность кремниевой пластины методом электронно-лучевого испарения при рабочем давлении  $7\cdot 10^{-4}$  Па со скоростью 2 нм/с.

Анализ тепловых режимов функционирования осуществлялся по осциллограммам включения  $U(t)$ , снимаемым с потенциальных зондов тестовой структуры. При этом динамика температуры  $\Delta T=T-T_0$  тестовой структуры оценивалось по изменению  $U(t)$ :  $\Delta T(t) = \frac{1}{\alpha} \left( \frac{U(t)}{U_0} - 1 \right)$ , где  $\alpha$  (К<sup>-1</sup>)- температурный коэффициент сопротивления;  $U_0=IR_0$ ;

$I$  (А) - протекающий через структуру ток;  $R_0$  (Ом) -сопротивление структуры при  $\Delta T=0$ . О происходящих в системе изменениях в пределах токового импульса судили по динамике температуры алюминиевой пленки.

Образование жидкой прослойки за счет контактного плавления компонентов на межфазной границе Al с Si при достижении эвтектической температуры (850 К) четко регистрировалось нами по осциллограммам включения. Они позволяют определять как общие временные рамки деградиационных процессов, так и конкретизировать этапы контактного плавления и оплавления алюминиевой дорожки при прохождении токового импульса закритической плотности.

В работе обнаружено, что тепловой удар на поверхности кремния способствует образованию значительных механических напряжений. Это приводит к дефектообразованию в области максимальных градиентов ( $\sim 10^7$  К/см) даже после прохождения одиночного токового импульса  $j=5\cdot 10^{10}$  А/м<sup>2</sup> и длительности  $\tau=100$  мкс. Проведенные металлографические исследования показали наличие дислокационных ямок травления на поверхности кремния после воздействия одиночного импульса тока. Проведен расчет механических напряжений в кремнии при действии поверхностных источников тепла.

1. Скворцов А.А., Орлов А.М., Саланов А.А. //ПЖТФ. 2001. Т.27.Вып.19. С.76.

## ИЗМЕНЕНИЕ УПРУГИХ И НЕУПРУГИХ СВОЙСТВ СВЕРХПЛАСТИЧНОЙ ЭВТЕКТИКИ В УСЛОВИЯХ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ

Аржавитин В. М.\* , Коршак В. Ф. \*\*

\* *Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,  
Харьков, Украина*

\*\* *Харьковский национальный университет им. В. Н. Каразина, Харьков, Украина,  
[pesin@kipt.kharkov.ua](mailto:pesin@kipt.kharkov.ua)*

В работе приводятся результаты изучения кинетических зависимостей внутреннего трения (ВТ)  $Q^{-1}(t)$  и модуля Юнга  $E(t)$  сверхпластичного сплава Pb-62%Sn в условиях изотермической выдержки при комнатной температуре. Исследовали литой, естественно состаренный в течение более двух лет сплав; литой, состаренный в течение такого же промежутка времени и затем обжатый на гидравлическом прессе на  $\approx 75\%$  сплав; сплав, обжатый непосредственно после литья и состаренный тоже в течение указанного промежутка времени. Эксперименты проведены с помощью метода резонансных изгибных колебаний с максимальной относительной амплитудой деформации  $\epsilon_0$  в интервале  $\epsilon_0 \approx (0,25 \div 2,5) \cdot 10^{-3}$ . Интервал внешних приложенных напряжений включал при этом и напряжения, при которых сплав ведет себя сверхпластично. Продолжительность каждого непрерывного измерения  $Q^{-1}(t)$  и  $E(t)$  составила 1 час. Временные промежутки между текущим и предыдущим измерениями варьировали в пределах от 0,3 часа до 2 суток.

Обнаружены немонотонности на зависимостях  $Q^{-1}(t)$ , в том числе максимумы при определенных значениях времени  $t$  циклического нагружения образцов, которым сопутствуют немонотонные изменения модуля нормальной упругости  $E$  сплава. Получены кинетические зависимости  $Q^{-1}(t)$  и  $E(t)$ , свидетельствующие о периодическом характере процессов, протекающих в сплаве в условиях действия внешних циклических напряжений при постоянной температуре. Установлено, что процессы, ответственные за появление наблюдаемых аномалий ВТ и модуля Юнга, чувствительны как к амплитуде деформации, так и к продолжительности выдержки образца без нагрузки. Обжатие образцов, непосредственно предшествующее измерениям ВТ, обуславливает наиболее интенсивное увеличение ВТ в сплаве в ходе проведенных измерений. Длительное старение обжатого сплава сопровождается протеканием релаксационных процессов, устраняющих причину, обуславливающую появление максимумов и возрастание фоновой компоненты ВТ, характерных для двух других образцов. Совместный анализ полученных зависимостей  $Q^{-1}(t)$  и  $E(t)$  показывает, что предварительная пластическая деформация является фактором, оказывающим сильное влияние на процессы, ответственные за атомные перестройки в сплаве в условиях действия внешнего напряжения, а, следовательно, и на механизмы деформации в условиях сверхпластичности. О стимулирующем влиянии предварительной пластической деформации на процессы, ответственные за наблюдаемые особенности  $Q^{-1}(t)$ , качественно свидетельствует и значение максимального уменьшения величины модуля Юнга  $\Delta E/E$  сплава, зафиксированное в эксперименте. В обжатом непосредственно перед измерениями ВТ образце эта величина составляет  $\sim 7\%$ , в то время как в других случаях она оказывается в 2 раза меньшей. Результаты проведенных исследований связываются с возможностью протекания фазовых и кинетических превращений в сплаве в условиях циклического нагружения, включая условия сверхпластичности

# РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ И СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ ЭВТЕКТИКИ ОЛОВО-СВИНЕЦ

Коршак В. Ф., Самсоник А. Л.

*Харьковский национальный университет им. В. Н. Каразина, Харьков, Украина,  
[pesin@kipt.kharkov.ua](mailto:pesin@kipt.kharkov.ua)*

Известно, что эвтектика в литом состоянии имеет низкую пластичность, в то время как она же после интенсивной пластической деформации становится сверхпластичной (СП). Принято считать, что влияние предварительной деформации заключается в измельчении зерен. Однако целый ряд экспериментальных фактов указывает на то, что такие представления лишь частично отражают суть процессов, происходящих в результате механической обработки, обеспечивающей СП поведение сплавов. Важной является информация об изменениях структуры не только на уровне размера зерна, но и на более тонком микроскопическом уровне. Данные на этот счет, насколько известно, практически отсутствуют.

В работе проведены эксперименты, имеющие целью исследовать стабильность кристаллической структуры сверхпластичного эвтектического сплава Pb-62%Sn, подверженного предварительному механическому обжатию, и в процессе последующих естественного старения и СП течения. Анализ литературы показывает, что эти вопросы остаются малоизученными.

Исследовали сплав, изготовленный из чистых компонентов путем литья на массивную медную подложку. После механического сошлифовывания нижнего и верхнего слоев толщиной  $0,2 \div 0,3$  мм слитки были обжаты на гидравлическом прессе на  $\approx 65\%$ . Рентгенографические исследования проведены с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН – 3 в фильтрованном  $\text{Cu K}\alpha$  – излучении при напряжении на трубке  $U = 40$  kV и силе тока  $I = 10$  mA. Профили дифракционных максимумов строили по точкам при шаге сканирования для  $2\theta = 0,1^\circ$  на фоне и  $0,01^\circ$  на максимуме. Такие условия съемки позволили определять значения параметров решеток фаз с точностью не ниже, чем  $\pm 0,0007$  Å. Значение параметров решеток фаз рассчитывали с использованием длины волны  $\text{Cu K}\alpha_1$  – излучения. Выделение  $\text{K}\alpha_1$  – компонента дублета проводили по методу Речингера.

Обнаружено увеличение параметра решетки Pb-фазы в результате обжатия, в процессе последующего старения в течение 1 месяца и деформирования свежеежатого образца в условиях, оптимальных для проявления сверхпластичности при комнатной температуре. При этом во всех перечисленных случаях обнаруживается тенденция, хотя и слабо выраженная, к уменьшению объема элементарной ячейки Sn-фазы.

На основе анализа изменений интенсивности рентгеновских интерференционных максимумов установлено, что в результате обжатия происходит изменение относительной интенсивности линий Pb- и Sn-фаз, указывающее на возрастание объемной доли фазы на основе олова на поверхности образца. Такое перераспределение интенсивности в существенной мере исчезает в течение 1 месяца старения образцов. СП деформация также сопровождается возрастанием относительной интенсивности линий Sn-фазы на поверхности рабочей части образца по сравнению с поверхностью его головки. Полученные в настоящем исследовании экспериментальные результаты могут свидетельствовать о неравновесности исходного литого состояния сплава и об изменении его фазового состава в результате механического обжатия и деформирования в условиях сверхпластичности

## ДИФФУЗИЯ АЛЮМИНИЯ В ЖЕЛЕЗЕ В ПЕРЕМЕННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Покоев А.В., Степанов Д.И.

*Самарский государственный университет, Самара, Россия*  
[pokoev@ssu.samara.ru](mailto:pokoev@ssu.samara.ru), [stepdi@ssu.samara.ru](mailto:stepdi@ssu.samara.ru)

Изучение экспериментальных закономерностей протекания диффузионных процессов в условиях наложения внешних воздействий является важнейшим актуальным направлением физики твердого тела, имеющим неопределимое значение для теории и практического материаловедения. Последнее особенно актуально для решения задач разработки и создания материалов и изделий с заранее планируемыми и контролируруемыми свойствами. Проблема влияния переменного магнитного поля (МП) на примесную гетеродиффузию является наименее изученной. Характер влияния внешнего переменного МП на диффузионный процесс может определяться магнитными свойствами диффундирующих примесных атомов, а также, как показывают опыты в постоянных магнитных полях [1], магнитными свойствами самой матрицы диффузии. Существует гипотеза, что переменное магнитное поле должно оказывать больший эффект влияния, однако до сих пор это явление еще практически не изучалось. В данной работе сообщаются результаты измерений этого эффекта, выполненные рентгенографическим методом [2].

Диффузию вели из тонких слоев алюминия, которые наносили методом термического испарения в вакууме на торцы цилиндрических образцов железа с величиной зерна 1-2 мм. Диффузионные отжиги длительностью 4-17 ч выполнены в вакууме  $10^{-3}$  Па в переменных МП и без него. Частотные зависимости коэффициента диффузии (КД) алюминия в железе измеряли при температуре  $730^{\circ}\text{C}$  в переменном МП с амплитудой 79,6 кА/м и частотой 0,2, 0,5, 1,0, 2,0 и 5,0 Гц. Температурные зависимости изучены при температурах 700, 730, 745, 760,  $780^{\circ}\text{C}$  и фиксированной частоте МП 1 Гц. Параллельно измерения вели на контрольных образцах в идентичных условиях без наложения МП.

Результаты измерений показывают, что в исследованном интервале частот относительный КД алюминия в железе  $D_{\text{rel}}=D(f)/D_{H=0}$ , определяемый как отношение КД в переменном МП  $D(f)$  к соответствующему значению без МП  $D_{H=0}$ , немонотонно зависит от частоты переменного магнитного поля и превосходит его в 2,5-5 раз. Температурные зависимости показали, что внешнее переменное МП заметно влияет на процесс протекания диффузии в ферромагнитной области. В парамагнитной области температур эффект влияния внешнего переменного МП отсутствует.

Обсуждаются возможные механизмы влияния переменного МП, связанные с магнитострикцией, взаимодействием движущихся доменных стенок железа с атомами алюминия и дислокациями.

1. Pokoev A.V. // General regularities of heterodiffusion in ferromagnetic metals and alloys in the constant magnetic field. – Bulletin of Cherkasy State University. Physics. – 2001-2002. - Vol. 37-38.– P. 235-244.
2. Фогельсон Р.Л., Угай Я.А. и др. Рентгенографическое исследование объемной диффузии в поликристаллических веществах//ФТТ.-1971.-Т.13.-В.4.-С.1028-1031.

# ВЛИЯНИЕ МАСШТАБНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК УПРОЧНЯЮЩЕЙ ФАЗЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н.

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

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

Различные модификации модели [1] использованы для исследования влияния различных механизмов генерации и аннигиляции дефектов и масштабных характеристик упрочняющей фазы на кривые деформационного упрочнения и эволюцию составляющих деформационной дефектной подсистемы г.ц.к. монокристаллов гетерофазных материалов в условиях деформации с постоянной скоростью деформирования.

1. Используются уравнения баланса сдвигообразующих дислокаций, вакансионных и межузельных призматических петель, дислокаций в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, деформационных межузельных атомов, вакансий и бивакансий, в которых учитывалась только генерация дефектов и не учитывались аннигиляционные процессы, и уравнение, описывающее скорость деформации. В этом случае накопление сдвигообразующих дислокаций тем интенсивнее, чем меньше размеры частиц упрочняющей фазы и больше расстояния между ними. Вклад дислокаций различного типа в общую плотность дислокаций существенно изменяется при изменении масштабных характеристик упрочняющей фазы. Общая плотность дислокаций при заданной деформации увеличивается при уменьшении расстояния между упрочняющими частицами. С уменьшением расстояния между частицами и увеличением размеров частиц достигаются более высокие напряжения в процессе деформации.

2. Предполагается, что аннигиляция дислокаций осуществляется только поперечным скольжением винтовых дислокаций. Влияние поперечного скольжения на плотность дислокаций и на величину деформирующего напряжения незначительно при всех температурах деформирования.

3. Учитывается аннигиляция дислокаций за счет поперечного скольжения винтовых дислокаций и переползания краевых. Предполагается, что стоками для точечных дефектов являются дислокации, взаимодействие точечных дефектов между собой не учитывается. В этом случае интенсивность накопления дислокаций, а также скорость деформационного упрочнения существенно уменьшаются.

4. Учтено взаимодействие точечных дефектов между собой. По сравнению с предыдущим случаем при низких и средних температурах в этом случае наблюдаются более высокие значения плотности призматических петель, дислокаций в дипольных конфигурациях и общей плотности дислокаций, а также достигаются более высокие значения напряжения течения в материале.

5. Учтено участие в аннигиляционных процессах равновесных точечных дефектов. В этом случае при высоких температурах наблюдаются более низкие значения плотности дислокаций в дипольных конфигурациях и призматических петель, а также общей плотности дислокаций и напряжения течения в материале.

1. Колупаева С.Н., Ерыгина Е.В. и др. Математическая модель пластической деформации скольжением в г.ц.к. сплавах с некогерентной упрочняющей фазой /Том. гос. архит.- строит. ун-т. - Томск, 2002. – 39 с. - Деп. в ВИНТИ 07.08.2002, № 1458-В2002.

## ОДНОУРОВНЕВЫЙ ПОДХОД К ОПИСАНИЮ СВОЙСТВ МАРТЕНСИНОЙ НЕУПРУГОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Андронов И.Н., Крючков С.В., Овчинников С.К.

*Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта, Р. Коми,*  
[iandronov@mail.ru](mailto:iandronov@mail.ru)

Эффективным методом математического описания свойств мартенситной неупругости является структурно-аналитическая теория прочности [1]. Однако применение указанной теории для решения конкретных инженерно-технических задач оказывается достаточно трудоемким даже в двухуровневой постановке. Ниже изложен вариант одноуровневого подхода, позволяющего ставить задачи мартенситной неупругости в рамках механики деформируемого тела.

$$\Phi = H(\dot{T}^*) \left( H(A_H - T^*) + \tilde{H}(T^* - A_H) H(A_K - T^*) \left\{ \cos \pi \left[ \frac{(T^* - A_H)}{(A_K - A_H)} \right] + 1 \right\} / 2 \right) + H(-\dot{T}^*) \left( H(M_H - T^*) H(T^* - M_K) \left\{ 1 - \cos \pi \left[ \frac{(M_H - T^*)}{(M_H - M_K)} \right] \right\} / 2 + \tilde{H}(M_K - T^*) \right) \quad (1)$$

где  $\Phi$  – мартенситная фаза, точка означает производную по времени,  $M_H, M_K, A_H, A_K$  – характеристические температуры мартенситных переходов,  $H(x) = \{1, x \geq 0; 0, x < 0\}$  и  $\tilde{H}(x) = \{1, x > 0; 0, x \leq 0\}$  – функции Хевисайда,  $T^*$  – эффективная температура, определяемая согласно соотношения Клаузиуса-Клапейрона:

$$\dot{T}^* = \dot{T} - T_0 D_{ij} \dot{\sigma}_{ij} / q \quad (2)$$

где  $T$  – физическая температура;  $T_0 = (A_H + A_K + M_H + M_K) / 4$  – температура термодинамического равновесия;  $q$  – скрытая теплота мартенситного перехода,  $\sigma_{ij}$  – тензор напряжений;  $D_{ij}$  – тензор макроскопической дисторсии мартенситного перехода. Основное определяющее соотношение для дифференциала фазовой деформации  $d\varepsilon_{ij}$ , обусловленной мартенситным переходом, запишется в виде.

$$d\varepsilon_{ij} = H(-\dot{\Phi}) \left\{ a_1 \left[ \sigma'_{ij} H(\sigma_i^0 - \sigma_i) + \sigma_{ij}^{\prime 0} \tilde{H}(\sigma_i - \sigma_i^0) \right] \right\} d\Phi + \tilde{H}(\dot{\Phi}) \left\{ a_2 \left[ \sigma'_{ij} H(\sigma_i^0 - \sigma_i) + \sigma_{ij}^{\prime 0} \tilde{H}(\sigma_i - \sigma_i^0) \right] \right\} d\Phi \quad (3)$$

где  $\sigma_i$  – интенсивность нормальных напряжений.  $\sigma_i^0$  – силовой скалярный параметр, отвечающий уровню напряжений  $\sigma_{ij}^0$ , при котором достигается насыщение фазовой деформации;  $\sigma_{ij}^{\prime 0}$  – соответствующий тензор девиатор;  $a_1, a_2$  – скалярные параметры, играющие роль при описании свойств мартенситной неупругости в нагруженном состоянии.

Предложенная одноуровневая модель явлений мартенситной неупругости в материалах с эффектом памяти формы позволяет достаточно успешно описывать механическое поведение материала в условиях реализации циклической памяти формы.

1. Лихачев В.А., Малинин В.Г. Структурно - аналитическая теория прочности. Изд. Санкт-Петербург. 1993. 471 с.

# **ВЫСОКОСКОРОСТНОЕ ОБРАЗОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ МЕТАЛЛА – УСЛОВИЕ СНИЖЕНИЯ ЕГО ПРОЧНОСТИ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ПОВЕРХНОСТНО-АКТИВНОГО РАСПЛАВА**

Лошкарев П.В., Русанов Е.А., Попова Л.И.

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

При объяснении эффекта жидкометаллической хрупкости, сложным является вопрос о зарождении хрупких трещин. Предлагаемый механизм не объясняет тот факт, что нагруженные металлические образцы разрушаются сразу же после нанесения на их поверхность расплава легкоплавкого металла. Рассматриваемые в литературе причины, связанные с признанием того, что на поверхности твердого металла всегда есть микро-трещины, не универсальны.

Проведено исследование влияния металлического расплава на структуру поверхностного слоя смачиваемого расплавом твердого металла путем непосредственного наблюдения взаимодействия металл-расплав в колонне электронного микроскопа. Установлено, что одновременно с растеканием расплава по поверхности твердого металла в твердом металле происходят массовые, динамичные процессы размножения дислокаций и формирования слоя с высокой плотностью дислокаций. Условия экспериментов исключали влияние каких-либо других причин на наблюдаемое повышение плотности дислокаций, кроме растекающегося расплава.

Факт динамичных дислокационных процессов при взаимодействии металл-расплав подтверждает установленное одним из авторов явление возникновения акустических сигналов при смачивании поверхности металла легкоплавким металлическим расплавом [1].

Повышение плотности дислокаций, происходящая одновременно с растеканием расплава, позволяет объяснить проявление эффекта охрупчивания сразу же после смачивания. Расчеты показывают, что только за счет наблюдаемого повышения плотности дислокаций, размер зародышевой трещины, возникающей при приложении внешней нагрузки к металлу, покрытому расплавом, может быть на два порядка больше, чем в отсутствие расплава.

Таким образом, сразу же после смачивания поверхности металла металлическим расплавом, поверхностный слой твердого металла оказывается упрочненным и в нем созданы условия для зарождения хрупких трещин.

1. Акустическая эмиссия при взаимодействии железа и его сплавов с поверхностно-активными расплавами. М.А.Криштал, А.А. Боргардт, П.В.Лошкарев. Докл. АН СССР, 1982 г., т. 267, №3, стр. 626...629.

## КОММЕНТАРИИ К ГИПОТЕЗЕ “ЕДИНОЙ КРИВОЙ” В ТЕОРИИ ПЛАСТИЧНОСТИ

Андронов И.Н., Богданов Н.П., Северова Н.А.

*Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта, Р. Коми,*  
[iandronov@mail.ru](mailto:iandronov@mail.ru)

В работах [1,2] приведены экспериментальные зависимости интенсивностей напряжений от интенсивностей деформаций для ряда металлов и сплавов как с дислокационным (Ст.3, Дт16, Cu), так и мартенситным (ТН-1) механизмами неупругости. Указанные зависимости были получены в опытах на одновременное кручение с растяжением сплошных цилиндрических образцов. Результаты работ показали, что при заметных пластических деформациях для указанных материалов гипотеза “Единой кривой” [3] не выполняется. Этот результат был воспринят неоднозначно, обсуждался на ряде семинаров “Актуальные проблемы прочности”, где было высказано предположение, что отклонение от гипотезы “Единой кривой” для вышеуказанных материалов связано с методической ошибкой, вносимой приближенным характером определения касательных напряжений и сдвиговых составляющих деформаций при неоднородном напряженном и деформируемом состоянии, согласно формулам:

$$\tau = \frac{12M}{\pi d^3} \quad (1); \quad \gamma = \frac{d\varphi}{2l}, \quad (2)$$

где  $\tau$  - касательные напряжения;  $M$  - крутящий момент, определяемый в эксперименте;  $d$  - диаметр образца;  $\varphi$  - угол поворота сечения;  $l$  - длина рабочей части образца. Нормальное напряжение  $\sigma$  и осевую деформацию  $\varepsilon$  находили традиционным способом для одноосного однородного напряженного состояния. По найденным значениям  $\tau, \gamma, \sigma$  и  $\varepsilon$  определяли интенсивности сдвиговой деформации  $\varepsilon_1$  и нормальных напряжений  $\sigma_1$ .

Многочисленные результаты для приведенных материалов пересчитывали согласно методике, подробно описанной в [4], по которой касательные напряжения находили по формуле:

$$\tau = \frac{4}{\pi d^3} \left( 3M + \gamma \frac{dM}{d\gamma} \right) \quad (3)$$

используя численное дифференцирование. Ниже на рисунке представлены зависимости интенсивностей деформации от величины параметра Надаи – Лоде  $\chi_\sigma$ .

$$\chi_\sigma = \frac{2\sigma_2 - \sigma_1 - \sigma_3}{\sigma_1 - \sigma_3} \quad (4)$$

где  $\sigma_1, \sigma_2$  и  $\sigma_3$  главные напряжения. Из рисунка видно, что для всех исследованных материалов наибольшая интенсивность деформации достигается при  $\chi_\sigma = -1$ , чему отвечает чистое растяжение, а наименьшая при  $\chi_\sigma = 0$ , т.е. при кручении. Промежуточные значения интенсивности деформации соответствуют совместному растяжению с кручением при  $0 > \chi_\sigma > -1$ .

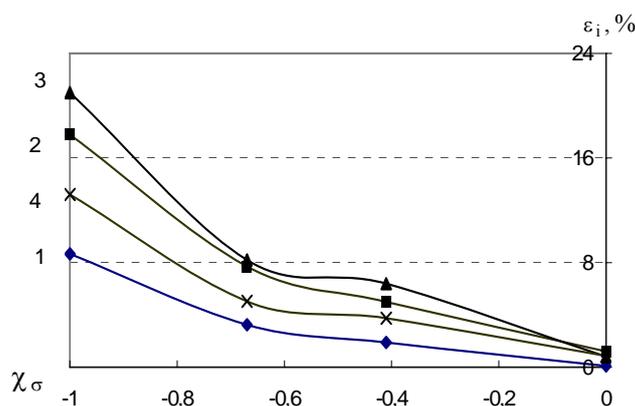


Рис. Зависимости интенсивности сдвиговой деформации  $\epsilon_i$  от величины параметра Надаи-Лоде для сплошных образцов из Ст.45 (1), Д16Т (2), Cu (3) и TiNi (4) при температуре 290К от и интенсивности напряжений  $\sigma_i = 200$  МПа.

Указанные выше экспериментальные факты свидетельствуют о том, что для целого ряда материалов гипотеза “Единой кривой” нуждается в существенной корректировке.

1. Андронов И.Н, Богданов Н.П., Северова Н.А. Экспериментальное исследование гипотезы “единой кривой” Научные труды II Международного семинара "Современные проблемы прочности" имени В.А. Лихачева 5-9 октября. 1998. Старая - Русса. НГУ им. Ярослава Мудрого. Т.2. С. 92 – 95.
2. Андронов И.Н, Богданов Н.П., Северова Н.А. К вопросу о гипотезе единой кривой в теории пластичности. Вестник Тамбовского Университета 1998. Т.3. Вып. 3. 287 – 288.
3. Качанов Л.М. Основы теории пластичности. М: Нака. 1969. 420с.
4. Малинин. Н.Н. Прикладная теория пластичности и ползучести. Под редакцией. С.Д. Понамарева. Из. Машиностроение. 1968. 400 с

## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ МОДЕЛЬНОГО СПЛАВА НА ЭФФЕКТ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ

Беляев С.П.\* , Волков А.Е.\* , Демина М.Ю.

Сыктывкарский Лесной институт СПбЛТА им. С. М. Кирова  
[demin@online.ru](mailto:demin@online.ru)

\* НИИ Математики и Механики им. акад. В. И. Смирнова СПбГУ,  
 Санкт-Петербург, Россия  
[volkov@smel.math.spbu.ru](mailto:volkov@smel.math.spbu.ru)

В структурно-аналитической теории прочности на макроскопическую деформацию влияет не только распределение ориентаций кристаллов мартенсита (вариантов) относительно заданного механического напряжения, но и распределение свойств материала по одинаково ориентированным микрообъемам. Свойства варианта мартенсита определяются шириной температурного гистерезиса и положением его центра на оси температур, это позволяет учесть тот факт, что одинаково ориентированные кристаллы

мартенсита зарождаются, растут и исчезают в различных температурно-силовых условиях.

Когда материал находится под действием только нормального или сдвигового напряжения, преимущество получают варианты, ориентированные благоприятно относительно внешней нагрузки. При сложно-напряженном состоянии кинетика роста кристаллов оказывается более сложной, что отражается на макроскопической деформации. Расчеты, проведенные для специально заданных ориентаций образующихся кристаллов мартенсита, исключающих наличие текстуры, показывают, что линейная деформация монотонно уменьшается с ростом касательного напряжения вне зависимости от распределения свойств вариантов (рис.1). При случайной ориентации вариантов мартенсита сдвиговые напряжения, действующие вместе с растягивающими, могут привести к уменьшению температур начала и конца прямой мартенситной реакции в некоторых вариантах и увеличению результирующей деформации, накапливающейся на этапе охлаждения (рис.2).

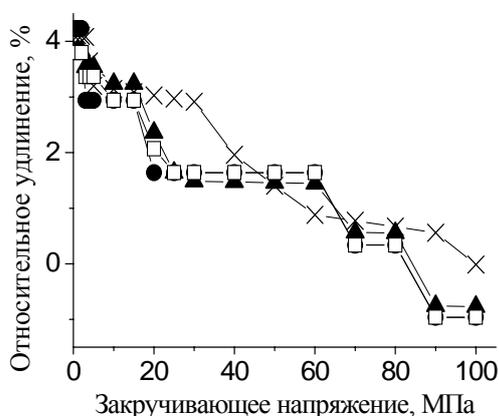


Рис.1. Зависимость относительного удлинения, накапливающегося при охлаждении, от касательного напряжения и действующего одновременно нормального напряжения 100 МПа для распределений:

- (распределение отсутствует);
- × (по ширине гистерезиса);
- (по температуре центра);
- ▲ (по температуре центра и ширине гистерезиса)

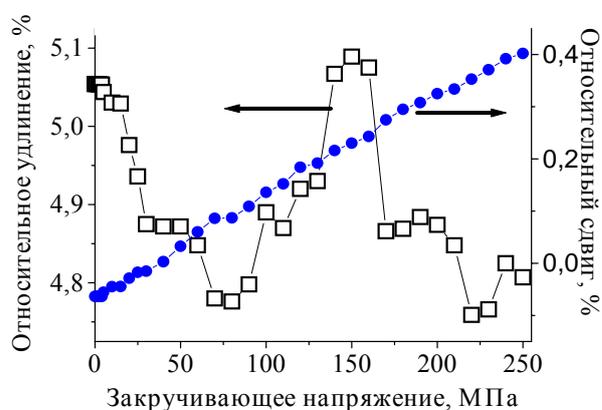


Рис.2. Зависимость относительного удлинения и относительного сдвига, накапливающихся при охлаждении в температурном интервале 250 – 450 К, от величины касательного напряжения, приложенного вместе с нормальным напряжением 100 МПа. Распределение по ширине гистерезиса и температуре центра.

## ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ ДВУХФАЗНЫХ СТРУКТУР НА ПЛАСТИЧНОСТЬ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Терлецкий А.С., Зеленская Г.И.

НТУ "ХПИ", Харьков, Украина,  
[terletsk@kpi.kharkov.ua](mailto:terletsk@kpi.kharkov.ua)

Прочность и пластичность двухфазных сплавов существенно зависит не только от свойств и количества составляющих фаз, но и от их морфологии, характера распределения и т.д. Роль последних факторов в формировании пластических свойств сплавов обусловлена, как правило, перераспределением деформаций и напряжений между составляющими. В континуальном приближении проведено моделирование влияния указанных структурных параметров на пластичность сплавов со структурой типа «механическая смесь зерен» и «матричные зерна, окруженные оболочкой». Для «механической смеси» полагали, что зерна избыточной фазы формируются на вершинах матричных зерен, форму которых моделировали кубическим додекаэдром. Предполагали также, что пластичность сплава при растяжении должна лимитироваться той составляющей фазой, которая первой исчерпает ресурс пластичности в силу собственного уровня этого показателя и вследствие неравномерности перераспределения деформаций.

Оценки и натурные идеализированные плоские модели структур позволили локализовать в исследуемых структурных типах области, которые испытывают наибольшие деформации по сравнению со средней в сплаве. Сопротивление деформации фаз в этих областях аппроксимировали уравнением вида [1]:

$$\sigma = m \epsilon^n \quad (1)$$

где  $m$  и  $n$  - соответственно коэффициент и показатель деформационного упрочнения;  $\epsilon$  - пластическая деформация.

На этой основе были получены уравнения для пластичности двухфазных структур, параметрами которых являются значения  $m$ ,  $n$  и ресурс пластичности составляющих фаз, а также их взаимное объемное содержание. Отметим, что величины  $m$  и  $n$  можно получить как непосредственно по испытаниям на растяжение однофазных структур, так и косвенно - по микротвердости составляющих в двухфазных структурах [1].

Сопоставление теории и экспериментальных данных, полученных на доэвтектоидных сталях и латунях, свидетельствует об удовлетворительном соответствии предлагаемой модели и эксперимента. Анализ уравнений свидетельствует также о том, что в зависимости от соотношений значений параметров  $m$ ,  $n$  и объемного содержания в каждом из исследованных типов структур пластичность сплава может лимитироваться как наиболее, так и наименее пластичной составляющей.

1. Кроха В.А. Упрочнение металлов при холодной пластической деформации: Справочник. - М.Машиностроение, 1980 - 157с

## ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ВАКУУМНЫХ КОНДЕНСАТОВ Cu+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Ильинский А.И., Терлецкий А.С., Зозуля Э.В.

*НТУ "ХПИ", Харьков, Украина,  
[terletsk@kpi.kharkov.ua](mailto:terletsk@kpi.kharkov.ua)*

Значительное число экспериментальных данных свидетельствуют о стадийности деформационного упрочнения ГЦК и ОЦК сплавов, включая и нелинейные участки кривых упрочнения [1]. Закономерности стадийного упрочнения были изучены в дисперсноупрочненных композициях Cu+ 0,5%об. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, полученных совместной конденсацией составляющих фаз в вакууме. Дисперсность микрокристаллической структуры меди и упрочняющих частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> варьировали температурой конденсирующей ситалловой подложки в интервале 20-360°C. Установлено, что как для гомогенных конденсатов Cu, так и для композиций надежно идентифицируются, по крайней мере, 3 участка упрочнения с различной величиной показателя упрочнения  $n$  в аппроксимирующем кривые уравнении:

$$\sigma = \sigma_{\text{пл}} + \alpha \varepsilon^n, \text{ где}$$

$\sigma$  - текущее напряжение;

$\sigma_{\text{пл}}$  - предел упругости либо пропорциональности;

$\alpha$  - коэффициент упрочнения;

$\varepsilon$  - степень пластической деформации.

Значения  $n$  для конденсатов с наиболее дисперсной структурой, которые рассчитывали из графиков в координатах  $\ln(\sigma - \sigma_{\text{пл}}) - \ln \varepsilon$ , составляли соответственно ~ 1, 0,5 и 0,1, что превышает литературные данные для поликристаллов с размером зерна десятки - сотни мкм. Отличаются также и значения деформаций стадийного упрочнения. Так, первые две стадии в конденсатах реализуются уже до 1% пластической деформации.

Отметим, что дискретное упрочнение как гомогенных конденсатов, так и композиций завершается установившейся стадией без упрочнения, которая, как было установлено, не связана с локализацией деформации при растяжении. Аналогичные эксперименты на бериллиевых бронзах с размером зерна меди ~ 250 мкм свидетельствуют об отсутствии последнего участка в этих объектах, предварительно обработанных на пик дисперсионного твердения. Таким образом, это предопределяет наличие в конденсатах физической границы упрочнения даже при достаточном запасе пластичности.

Полученные результаты свидетельствуют в пользу того, что высокая дисперсность упрочняющих частиц Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и микрокристаллической структуры меди смещает стадии упрочнения к более низким значениям  $\varepsilon$ , а последний структурный фактор является ведущим в формировании установившейся стадии деформации без упрочнения.

1. Трефилов В.И., Моисеев И.Ф., Печковский Э.П. Деформационное упрочнение и разрушение поликристаллических металлов.-Киев.: Наукова думка, 1987. -248 с.

## К ВОПРОСУ О РАЗРУШЕНИИ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ

Федоров В.А., Карыев Л.Г., Глушков А.Н., Кириллов Р.А.

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

Цель работы: исследовать зависимость трещиностойкости ионных кристаллов от ориентации индентора и влияние на нее: 1) концентрации примесей и собственных точечных дефектов в кристалле; 2) дислокационной структуры зоны индентирования; 3) температуры образца.

В экспериментах использовали монокристаллы LiF, NaCl и KCl с концентрацией примесей  $10^{-5} \div 10^{-2}$  вес.%. Образцы с размерами  $4 \times 8 \times 20$  мм подвергались локальной деформации с помощью прибора ПМТ-3 с нагрузками ( $P$ ) от 0,1 до 2 Н. Индентирование производили различными алмазными инденторами (угол между гранями ( $\varphi$ )  $136^\circ$  и  $80^\circ$ ) на плоскости спайности (001).

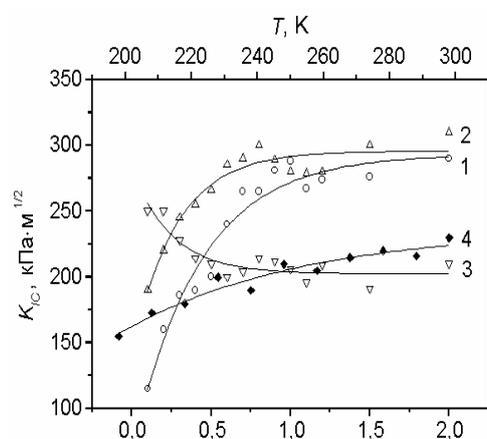


Рис. 1. Зависимость  $K_{IC}$  от нагрузки на индентор ( $T = 293$  K): 1 – LiF ( $10^{-3}$  вес.%),  $\varphi = 136^\circ$ ; 2 – LiF ( $10^{-5}$  вес.%),  $\varphi = 136^\circ$ ; 3 – LiF ( $10^{-3}$  вес.%),  $\varphi = 80^\circ$ ; и от температуры  $T$ : 4 – LiF ( $10^{-3}$  вес.%),  $\varphi = 136^\circ$ .

Отмечено, что при ориентации диагонали отпечатка параллельно  $\langle 110 \rangle$  происходит стабильное образование микротрещин в монокристаллах LiF. Трещиностойкость быстро возрастает по мере разориентации индентора: при отклонении от указанной ориентации на  $\sim 12^\circ$  образование микротрещин практически не наблюдается. При этом значения микротвердости возрастает менее значительно, чем трещиностойкость. Именно эта ориентация индентора была использована во всех остальных опытах по определению растрескивания кристаллов в соответствии с целями работы. Зависимость  $K_{IC}(T)$  для монокристаллов LiF показана на рис. 1. Для всех исследованных кристаллов NaCl и KCl во всем интервале температур образование микротрещин не наблюдается, независимо от нагрузки.

Для кристаллов LiF ( $10^{-3}$  вес.%) и для LiF ( $10^{-5}$  вес.%) трещиностойкость в исходных полосах скольжения по  $\langle 110 \rangle$  оказалась в  $5 \div 7$  раз выше трещиностойкости свободных от дислокаций участков. Отмечено, что в большинстве случаев край полосы более трещиностоек, чем ее середина.

Установлено, что трещиностойкость чувствительна к степени чистоты самого кристалла (см. рис. 1). Анализ экспериментальных зависимостей показал, что легированные кристаллы более трещиностойки при нагрузках на индентор  $P < 1$  Н. При больших нагрузках значения трещиностойкости практически совпадают. Отмечено, что для индентора  $\varphi = 136^\circ$  наблюдается рост значений  $K_{IC}$  с увеличением нагрузки на индентор, а для  $\varphi = 80^\circ$  - уменьшение.

Таким образом, показано, что на значения механических характеристик поверхности ионных кристаллов, определяемых методом микроиндентирования, оказывает влияние ориентация индентора.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант 02-01-01173).

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

Слободской М.И., Попов Л.Е., Голосова Т.Н.

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

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

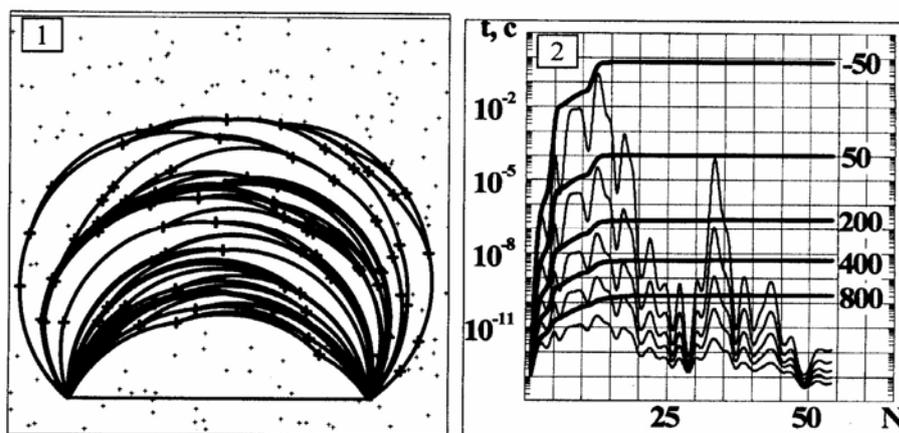


Рис. 1 - эволюция дислокационного сегмента-источника длины 10 мкм при напряжении, на 10% превышающем напряжение Франка-Рида; 2 - времена ожидания отдельных термических активаций (тонкие линии) и накопленные времена ожидания (утолщенные линии), числа около линий - температуры в градусах Цельсия,  $N$  - порядковый номер термической активации

Показано, что время эмиссии дислокационной петли определяется временем термоактивируемого прогибания дислокационной конфигурации до конфигурации потери устойчивости (последняя на рис.1). Основной вклад в него (более 93%) вносит время пребывания дислокации только в одной «трудной» конфигурации (глобальные максимумы на тонких кривых рис. 2; начиная с этого момента зависимости накопленного времени ожидания термических активаций выходят на насыщение). Положения трудных конфигураций не зависят от приложенного напряжения и они практически совпадают с соответствующими критическими конфигурациями. Время пребывания дислокации в трудной конфигурации резко падает с ростом напряжения и повышением температуры. Именно такими трудными конфигурациями определяются времена эмиссии дислокационных петель сегментами-источниками.

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

## ИССЛЕДОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ НА РАЗНЫХ СТРУКТУРНЫХ УРОВНЯХ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Коршак В. Ф., Шаповалов Ю. А.

*Харьковский национальный университет им. В. Н. Каразина, Харьков, Украина,*  
[pesin@kipt.kharkov.ua](mailto:pesin@kipt.kharkov.ua)

В работе представлены результаты металлографического и рентгенодифрактометрического исследований сплава Pb-62%Sn, деформированного при комнатной температуре в оптимальных для проявления сверхпластичности условиях. Сплав получали из чистых компонентов путем литья на массивную медную подложку. Слитки обжимали на гидравлическом прессе на  $\approx 60\%$ . Механические испытания проведены в условиях ползучести при постоянном приложенном напряжении  $\sigma$ . Микроструктуру изучали с использованием световой микроскопии с применением микроскопов МИМ - 7 и МБС - 9. Рентгеновские исследования проведены с помощью дифрактометра ДРОН - 2,0 в фильтрованном  $\text{Cu K}\alpha$  - излучении.

Особенности деформационных процессов на мезоскопическом уровне изучали, прежде всего, с помощью анализа трансформации микроструктуры фиксированных перпендикулярными направлением растяжения метками областей образца. Метки наносили на предварительно отполированную с помощью мелкозернистой алмазной пасты поверхность образца. Обнаружено активное залечивание меток в условиях деформирования. При этом микроскопические метки, ширина которых существенно меньше размера зерна, исчезают уже после деформации  $10 \div 20\%$ , которой подвергается образец после нанесения этих меток. Сохраняющиеся метки в подавляющем большинстве случаев взаимно смещаются как целое в процессе деформирования. Наблюдаются искривления меток без нарушения их сплошности. Разрывы и смещения частей одной и той же метки относительно друг друга фиксируются крайне редко.

Характерной особенностью деформационного рельефа исследуемых образцов, обнаруживаемого на макроскопическом уровне, является возникновение и развитие в процессе деформирования двух систем взаимно перпендикулярных деформационных полос, фиксируемых на неполированной поверхности образца. Макрополосы локализованной пластической деформации в каждой системе располагаются в направлении максимальных касательных напряжений, т. е. под углом  $\sim 45^\circ$  по отношению к направлению  $\sigma$ .

С помощью рентгенодифрактометрических исследований установлено, что сверхпластическое (СП) течение сплава сопровождается изменением относительной интенсивности линий Pb- и Sn-фаз, указывающим на возрастание объемной доли фазы на основе олова на поверхности рабочей части деформируемого образца по сравнению с его головкой. Фиксируется незначительное изменение параметра решетки Pb-фазы, которое может свидетельствовать о распаде пересыщенного твердого раствора на основе свинца в процессе деформирования.

Результаты проведенных исследований указывают на то, что известные модели СП течения, в основу которых положены представления о движении отдельных зерен как целого путем зернограничного проскальзывания, применимы лишь для описания локальных особенностей деформационных процессов в условиях сверхпластичности. СП течение сплава Pb-62%Sn сопровождается изменением его фазового состава, что может свидетельствовать об исходной фазовой неравновесности сплава, возникающей либо в процессе кристаллизации, либо в процессе механической обработки слитков.

# ВЛИЯНИЕ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ НА ТРАНСФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ $ZrO_2$

Головин Ю.И., Коренков В.В., Фарбер Б.Я.<sup>(\*)</sup>

*Тамбовский государственный университет, Тамбов, Россия,*

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

*(\*) Zircoa Corporation, Cleveland, Ohio, USA*

Керамики на основе  $ZrO_2$  отличаются уникальными механическими свойствами, в которых сочетаются высокая твердость, характерная для керамик, и высокая динамическая вязкость разрушения, характерная для металлов. Механические напряжения, возникающие в вершине микротрещины при деформировании керамики, вызывают необратимый переход от тетрагональной структуры к стабильной моноклинной. Поэтому, например, для использования  $ZrO_2$  как износостойчивого материала важно знать роль этих фазовых переходов при локализации деформации в объеме пятна контакта, размеры которого не превосходят нескольких микрон в условиях реальной эксплуатации.

Работа посвящена исследованию структурных превращений в циркониевой керамике с частично стабилизированной структурой (PSZ) методом динамического нанопрофилирования. Особенность метода заключается в высокой разрешающей способности по времени ( $\Delta t = 50$  мкс), что на три порядка величины выше, чем в коммерческих нанотестерах [1]. В своих исследованиях мы исходили из того, что локализация деформации в чрезвычайно малых объемах создает даже при небольших нагрузках контактные напряжения, достаточные для перехода от исходной метастабильной тетрагональной к стабильной моноклинной структуре.

В работе анализируются возможность идентификации фазовых превращений в циркониевых керамиках по характерным особенностям кривых нагружения - ступеньке и колону. Рассматриваются возможные причины гистерезиса среднего контактного давления при повторном нагружении отпечатка.

Показано, что гистерезисные явления при повторном нагружении сформированного отпечатка позволяют оценить долю мартенситной фазы в исходной матрице и определить величину контактного давления в отпечатке, индуцирующего мартенситное превращение. Исследовано влияние скорости деформирования на выход мартенситной фазы и величину контактного давления, при котором происходит ФП. Показано, что доля мартенситной фазы имеет тенденцию заметного уменьшения с ростом скорости нагружения. Размер области деформирования влияет на кинетику мартенситного превращения в циркониевых керамиках. Показано, что при локализации деформации в субмикробъеме полный выход мартенситной фазы может происходить за несколько секунд, тогда как при макроскопической деформации на это требуются сотни секунд.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 01-02-16573) и Министерства Образования РФ (грант в области естественных наук № E02-3.4-263).*

1. Golovin Yu.I., Ivolgin V.I., Korenkov V.V., Korenkova N.V. and Farber B.Y. Improvement in the Nanoindentation Technique for Investigation of the Time-Dependent Material Properties // Philosophical Magazine A. 2002. Vol. 82. № 10. P. 2173-2177.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СЛОИСТЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ТРЕНИИ

Рубцов А.В., Колубаев А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,*  
[rvy@ispms.tsc.ru](mailto:rvy@ispms.tsc.ru)

Как показывают экспериментальные исследования процессов трения скольжения металлов и сплавов, при определенных условиях в поверхностных слоях материалов формируется структура, свидетельствующая о пластическом течении преимущественно вдоль направления скольжения. При этом на боковой поверхности образца наблюдаются линии течения, расположенные параллельно контактной поверхности. Структура и свойства сформированного поверхностного слоя являются практически неизменными в направлении, параллельном поверхности трения, и меняются только в зависимости от расстояния до нее. Поэтому при исследовании пластической деформации сдвига в вышеупомянутых материалах в рамках модельных представлений можно ограничиться одномерным приближением.

В работе с использованием одномерной макроскопической модели на основе метода частиц исследовано влияние толщины твердого покрытия и размера пятна контакта на развитие пластической деформации в материале основы для различных скоростей скольжения при однократном касании контртела и единичного микровыступа на поверхности образца. Главной отличительной особенностью модели является то, что она позволяет в процессе расчета одновременно учитывать два конкурирующих процесса - деформационное упрочнение материала основы и его разупрочнение за счет фрикционного нагрева. Расчеты показали, что величина пластической деформации на границе раздела и толщина пластифицированного слоя материала под покрытием тем больше, чем больше пятно контакта и чем меньше толщина покрытия. Увеличение скорости скольжения может приводить как к росту, так и к уменьшению пластического сдвига под твердым покрытием в зависимости от его толщины.

Моделирование трения микровыступа с пластичным покрытием показало, что упрочняющиеся и неупрочняющиеся покрытия ведут себя по-разному. В случае упрочняющегося материала пластическая деформация развивается по всей толщине покрытия. В другом случае пластическая деформация локализуется в тонком поверхностном слое и за время контакта достигает очень больших величин  $\approx 10000\%$ . После начала интенсивной пластической деформации пластичного слоя температура на поверхности трения существенно падает. Таким образом, пластичный неупрочняющийся слой выступает в качестве твердой смазки и интенсивно снижает фрикционный нагрев.

Проведено моделирование чередующихся взаимодействий материала с твердым покрытием и контртела. Обнаружено, что в процессе многократного циклического контактирования может реализовываться два различных режима пластического деформирования материала основы на границе раздела с твердым покрытием. Несовместность деформаций покрытия и подложки вследствие интенсивного пластического сдвига под твердым слоем может приводить к его разрушению. В работе проведены оценки энергии, необходимой для разрушения твердого слоя, в сравнении с упругой энергией деформации, накопленной в материале под покрытием. Показано, что существует некоторая минимальная толщина покрытия, при которой твердое покрытие сохраняет свою целостность и, тем самым, обеспечивает высокую износостойкость.

## К ТЕОРИИ ДИНАМИКИ РАБОТЫ ИСТОЧНИКОВ ДИСЛОКАЦИЙ

Емалетдинов А.К.

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

В физико-химическом материаловедении важную роль играет накопление латентной энергии материала через процессы зарождения дефектов различного уровня. Были предложены и установлены различные механизмы гетерогенного зарождения дислокаций. Среди них основную роль играют: механизм Франка-Рида, концентраторы напряжений. В общем виде задача расчета динамики зарождения дислокаций источниками пока не решена.

Предложена в общем виде самосогласованная замкнутая система интегро-дифференциальных уравнений, описывающая динамику работы и содержащая скорость зарождения плотности потока дислокаций как неизвестную функцию от напряжений, температуры, скорости дислокаций, типа кристалла и т.п.

Проведено аналитическое и численное исследование полученной системы уравнений динамики зарождения дислокаций для характерного источника дислокаций Франка-Рида при различных режимах. При постоянном напряжении на начальной стадии работы источника скорость зарождения логарифмически уменьшается от времени. В конце I стадии скольжения, когда на концах линии скольжения образуются стопоры, скорость уменьшается экспоненциально. Полное число испущенных дислокаций совпадает с известным решением. Получены выражения для времени работы источника, зависимости величины деформации в линии скольжения от времени. Численное моделирование системы показало хорошее совпадение с аналитическими расчетами и данными других авторов.

Самосогласованная задача по зарождению дислокаций в концентраторе напряжений решалась аналитически и численным моделированием. Скорость зарождения дислокаций вначале уменьшается по логарифмическому закону, затем экспоненциально с двумя различными декрементами затухания. Вычислено конечное время работы концентратора напряжений, которое определяется коэффициентом концентрации напряжений. Полученное распределение плотности дислокаций в зарождающемся скоплении хорошо описывает экспериментальные данные по зарождению дислокаций в вершине трещины, двойника. Сделаны оценки по времени работы источника и выведено соотношение для роста плотности дислокаций с увеличением деформации. Проведенное сопоставление теории с результатами численного моделирования и экспериментальными данными свидетельствует о выполнении соотношений в пределах экспериментальных погрешностей для ряда материалов.

Рассмотрена статистическая модель размножения дислокаций на стадии легкого скольжения. Оценивается скорость зарождения дислокаций источниками с заданной для них начальной плотностью, и рассчитывается увеличение плотности дислокаций с ростом деформации. Рассчитано упрочнение на I стадии деформирования ГЦК кристаллов и зависимость скорости ползучести от размера зерен. Получено хорошее соответствие теоретических оценок с результатами численного моделирования задач и с экспериментальными данными по динамике работы источников различного типа в ГЦК кристаллах.

Явное аналитическое представление степени деформации, скорости зарождения дислокаций, плотности дислокаций от времени оказывается удобным для сравнения с экспериментом, а также разработки различных теоретических моделей пластичности и разрушения материалов.

## К ТЕМПЕРАТУРНОМУ РАСЧЁТУ ТЕРМОЧУВСТВИТЕЛЬНОЙ ОРТОТРОПНОЙ ЦИЛИНДРИЧЕСКОЙ ОБОЛОЧКИ В УТОЧНЁННОЙ ПОСТАНОВКЕ

Бахшиян Р.М., Дементьев С.И.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

При создании высокопрочных и надёжных элементов конструкций, эксплуатируемых в температурных полях со значительными градиентами, широкое применение получили тонкие пластины и оболочки из композиционных материалов (КМ), обладающих некоторыми очевидными преимуществами по сравнению с традиционными материалами.

Результаты экспериментальных исследований показывают, что упругие и теплофизические свойства ряда КМ существенно зависят от температуры нагрева и, следовательно, неучёт этих зависимостей может обусловить значительные искажения истинного напряжённо-деформированного состояния конструкций.

Рассмотрена задача для цилиндрической оболочки, изготовленной из материала, зависимости модулей упругости, модуля сдвига, коэффициентов Пуассона и линейного температурного расширения которого от температуры могут быть аппроксимированы линейными функциями. В основу выкладок положено предположение о параболическом законе распределения касательных напряжений по толщине оболочки [1]. Принято, что температура оболочки, находящейся под действием внутреннего давления, вдоль образующей изменяется произвольным образом.

Представив искомую функцию Мейсснера в виде ряда по степеням малого параметра, построены общие решения разрешающих систем неоднородных дифференциальных уравнений. В качестве малого параметра принята безразмерная величина, обуславливающая зависимость модулей упругости материала оболочки от температуры. Получены также формулы всех основных расчётных величин, описывающих напряжённо - деформированное состояние оболочки. С целью оценки учёта как поперечных сдвигов, так и анизотропной термочувствительности материала рассмотрены числовые примеры с использованием значений геометрических и физико-механических характеристик реальной конструкции. Как для чисто температурной, так и для температурно-силовой задач вычисления проводились при различных значениях отношения модуля упругости к модулю сдвига (0; 5; 10; 20; 50).

Анализ числовых примеров показывает как эффективность применённого метода малого параметра, дающего уже в первом приближении приемлемые результаты, так и необходимость учёта поперечных сдвиговых деформаций и анизотропной термочувствительности материала при решении задач термоупругости для цилиндрических оболочек.

1. Амбарцумян С.А. Общая теория анизотропных оболочек.-М.:Наука, 1974.-446с.

## МЕХАНИЗМ ЗАРОЖДЕНИЯ ПОР И МИКРОТРЕЩИН ВБЛИЗИ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СКОПЛЕНИЙ

Васильев Л.С.

*Удмуртский государственный университет, Ижевск, Россия.*

[lvas@uni.udm.ru](mailto:lvas@uni.udm.ru)

Проблема зарождения пор и микротрещин в металлах и сплавах является одной из центральных в теории прочности [1]. Существующие в настоящее время многокомпонентные модели и схемы, предложенные в разное время Зинером, Стро, Котреллом и т.д. [1], слишком грубы и феноменологичны, т.к. не могут объяснить начальный процесс возникновения полостей в сплошном теле на атомарном уровне. В большинстве таких теорий просто предполагается, что зародышевая полость как-то возникает сама собой при выполнении некоторых энергетических или силовых условий [1]. При этом часто упускается из виду тот факт, что размеры и форма минимальных зародышевых полостей могут существенным образом зависеть от общих условий устойчивости и равновесия термодинамической системы, учитывающих ее структурно-фазовый и химический состав [2,3]. Физически это следует из того, что с позиций термофлуктуационной теории прочности [4] возникновению минимальной зародышевой полости должны предшествовать процессы накопления повреждений структуры тела, проявляющиеся в виде локальных разрывов атомных связей. В металлах и сплавах этому соответствует появление неравновесных вакансий и их комплексов. При растягивающих нагрузках эти комплексы могут термофлуктуационным путем образовывать минимальные зародышевые полости, которые дают возможность для роста пор и трещин микроскопических размеров. Ясно, что не все вакансионные комплексы способны к росту, а лишь те из них, которые соответствуют условиям термодинамической устойчивости [5].

Описанный процесс имеет свои особенности вблизи скопления дислокаций, которые также необходимо учесть при формулировке общих условий устойчивости и равновесия. В результате оказывается, что образование зародышевой полости наиболее кинетически выгодно, если оно реализуется через механизм локального плавления материала в голове скопления с последующей кавитацией расплава, инициируемой взаимодействием дислокаций с границей расплав - твердое тело.

1. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. М.:Металлургия, 1984.280 с.
2. Васильев Л.С.К анализу дислокационных моделей разрушения твердых тел/ Науч. тр. IV Междун. сем. «Современные проблемы прочности» 18-22 сент. 2000, Старая Русса, Великий Новгород: НГУ, 2000. Т.1. С.258-262.
3. Васильев Л.С. Фазовые равновесия и проблема разрушения твердых тел. Там же. С. 263-268
4. Регель В.Р., Слуцкер А.И., Томашевский Э.Е. Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука, 1965.
5. Френкель Я.И. Кинетическая теория жидкостей. М.: Из-во АН СССР, 1959. 460 с.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ САМООРГАНИЗАЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А.К.

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

При термомеханической обработке ГЦК и ОЦК металлов и сплавов получают различные виды дислокационной субструктуры: однородное, сетчатое, ячеистое, поло-совое и фрагментированное распределение, которые и определяют физико-механические свойства материалов. Экспериментально построены диаграммы, показывающие зависимости образующихся типов дислокационной субструктуры от напряжений и температуры. Показано, что с позиций неравновесной термодинамики и синергетики, образующиеся дислокационные субструктуры, являются диссипативными структурами, а их образование связано с появлением коллективных мод движения в кинетике дислокаций. Рассмотрена упрощенная модель деформирования кристалла, когда развивается дислокационное скольжение в двух системах плоскостей (первичной и вторичной), что соответствует микроструктурным данным пластической деформации реальных материалов в широком диапазоне изменения напряжений и температуры. Сформулирована полная система уравнений, включающая уравнение теплопроводности, деформации образца в машине, кинетики дислокаций, описывающей основные дислокационные процессы: размножение, иммобилизацию, диффузию, аннигиляцию и др.. Проведен анализ устойчивости решений системы стационарных уравнений с использованием методов показателей Ляпунова. Проведено численное исследование двухпараметрической системы уравнений кинетики дислокаций при пластической деформации в пространстве напряжений и температуры. Построены фазовые траектории; бифуркационные и фазовые диаграммы; сечения отображений Пуанкаре; критические показатели; размерности и др. параметров типов решений в зависимости от изменения температуры и напряжения. Установлено, что в системе существуют две стационарные точки: типа узел - седло и седло - неустойчивый фокус. Показано, что возникает последовательность типов решений: однородные, одномодовые периодические в пространстве, квазипериодические, перемежаемость, хаотические, многомодовые периодические во времени и пространстве, кноидальные (солитонные). Переход между структурами происходит при превышении критических значений напряжений, плотности дислокаций, температуры. Получены оценки периода ячеек, линий бифуркации волновых решений в зависимости от критических значений параметров. Показано, что для возникновения ячеистой структуры существует минимальный размер образца. Сделано сопоставление диаграммы типов решений с экспериментальной диаграммой дислокационных структур.

Таким образом, наблюдаемые экспериментально дислокационные субструктуры после термомеханической обработки являются диссипативными, самоорганизующимися состояниями, которые зарождаются при превышении критических значений напряжений, температуры и развиваются по механизму кинетического перехода. Построение точных диаграмм для конкретных сплавов позволит прогнозировать изменение дислокационной структуры после обработки металлов давлением и физико-механические свойства изделия. Данный подход можно применять для оптимизации и автоматизации процесса разработки технологии термомеханической обработки с целью получения заданных эксплуатационных свойств металлов.

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ДЕФЕКТОВ В УСЛОВИИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Скиданенко В.И., Мелешко И.В.

*ТГУ, Тольятти, Россия*

При пластической деформации, возникающей во время обработки материалов, за счет случайных факторов создаются как напряжения внутри зерен (напряжения 2 рода), так и напряжения значительно большей корреляционной длины (напряжения 1 рода). Последние приводят к изменению формы деталей. Для снятия напряжения 1 рода используются различные виды внешних воздействий: изгибные и крутильные колебания, ультразвук и т.п. В работе рассматривается механизм изменения структуры для модели, состоящей из дислокаций и дисклинаций. Задачу можно разделить на два этапа: эволюция дефектов внутри зерна и эволюция напряжений 1 рода; причиной эволюции последних является изменение субзеренной структуры.

Для описания процессов самоорганизации в диссипативной системе используются кинетические уравнения типа уравнений Лотка-Вольтерра. Вначале определяется равновесное состояние системы, являющееся результатом обработки системы. Затем вводится внешнее воздействие, результат которого учитывается введением в уравнения параметрами  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$  изменяющихся коэффициентов при переменных. Для определения параметров нового состояния (плотности дислокаций и дисклинаций) получаем кубическое уравнение. Для  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ , удовлетворяющим определенным условиям, существует критическая точка (КТ), аналогичная КТ фазового перехода первого рода. В КТ, как известно, возникают широкомасштабные флуктуации. Эти флуктуации должны привести к разрушению старой структуры. Получим кривую в параметрическом пространстве  $(\alpha, \beta, \gamma)$ , определяющую пороговое внешнее воздействие. При фиксировании значения одного из параметров, например  $\gamma$ , в КТ имеющей координаты  $\alpha_K, \beta_K$ , сходятся две области: в одной из них существует единственное решение; в другой – два решения, имеющих физический смысл. Эти два решения находятся в равновесии на кривой перехода  $\alpha_{II} = \alpha_{II}(\beta)$ , на которой и должен наблюдаться равновесный фазовый переход первого рода. В области, где существуют два физических решения, одно из них является устойчивым, другое – метастабильным по одну сторону кривой равновесия, по другую сторону первое является метастабильным, второе устойчивым. Ситуация аналогична фазовому переходу первого рода жидкость – газ. Следовательно, переход от одной структуры к другой происходит с поглощением (или выделением) энергии. Вблизи КТ удельная «скрытая» теплота перехода мала, что и приводит к большим флуктуациям. Состояние системы изменяется быстро по сравнению с обычными процессами.

Для реальной структуры фазовый переход может быть разным вследствие более сложных взаимосвязей в системе. Все же можно утверждать, что если значения параметров внешнего воздействия находятся вблизи КТ, то будет резкая хаотизация структуры дефектов и, как результат последующей эволюции, переход в новое более равновесное состояние. Проведен численный анализ поведения модели на компьютере. В достаточно широком диапазоне параметров  $\alpha$ ,  $\beta$  вблизи КТ наблюдается резкий рост дислокаций и дисклинаций и последующая их аннигиляция. Переход от исходной структуры реализуется следующим образом. Вначале имеет место резкий пик роста плотности дислокаций и дисклинаций, при этом изменение плотности дислокаций отстает по фазе от изменения плотности дисклинаций. Плотность дефектов быстро падает, далее наблюдается медленная релаксация системы к новому устойчивому состоянию. Если снять внешнее воздействие, то структура осциллирует в прежнее равновесное состояние. При этом по-прежнему наблюдается отставание по фазе изменения плотности дислокаций от плотности дисклинаций. Очевидно, что если учесть правиль-

но диссипацию энергии при осцилляциях плотности дефектов, то система быстрее должна приходить в исходное состояние. Заметим, что в действительности процессы, происходящие в поликристаллах, необратимы. При переменных воздействиях следует, учесть, что после снятия внешнего воздействия система придет в состояние, отличающееся от исходного. Процессы в данной модели сходны с образованием автосонитонов в активной системе.

## ОСОБЕННОСТИ ТЕРМОДИНАМИКИ И КИНЕТИКИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Скиданенко В.И., Чуркин В.К., Якунин В.Н.

*ТГУ, Тольятти, Россия*

Рост кристаллов представляет собой сложный процесс фазового превращения в условиях тепло- и массообмена. При этом в большинстве случаев образуется поликристаллическая структура, характеризующаяся наличием дефектов известного вида: вакансий и атомов внедрения, дислокаций и дисклинаций, межзеренных границ и т.д. Существенную роль в каждом конкретном случае играет тип кристаллической решетки. В общем случае процессы структурообразования можно рассматривать как процесс самоорганизации системы. Свойства таких систем описываются нелинейными уравнениями диффузионного типа; обобщающая теория была предложена Пригожиным.

В работе рассматривается связь уравнений тепло- и массообмена с кинетикой дефектной структуры в процессе кристаллизации. При рассмотрении тепло- и массообмена используется квазиравновесное приближение, которое справедливо, если теплообмен происходит значительно быстрее, чем диффузия:

$$\tau_{\partial} \gg \tau_T$$

Работу по формированию дефектов структуры находим, используя второе начало термодинамики. При квазиравновесном приближении изменением температуры между слоями кристалла можно пренебречь, механические процессы считаем адиабатными. Тогда работа по формированию дефектов определяется градиентом температуры. Для фиксированного момента времени можно вычислить КПД для бесконечно тонкого слоя, затем проинтегрировать и получить усредненное значение  $\eta$ . Внешние условия определяют зависимость распределения температуры, а, следовательно,  $\eta$  от времени. Расчеты дают оценку для работы формирования дефектов порядка 2-5% от энергии кристаллизации для типичных режимов электроосаждения.

Для исследования кинетики кристаллизации решается система уравнений тепло и массообмена. При этом скорость массопотока нелинейно зависит от температуры. Как показано Я.И. Френкелем, скорость кристаллизации  $J$  имеет максимум при оптимальном температурном перенапряжении. Так как  $\tau_{\partial} \gg \tau_T$ , то изменение скорости кристаллизации отстает от изменения температуры. Вследствие нелинейности характеристики  $J = J(T)$  происходит разбиение сечения массопотока на области большей и меньшей температуры при определенных внешних условиях, т.е. имеет место самоорганизация диссипативной системы. Отметим, что «высокотемпературная ветвь» является более устойчивой, т.е. с течением времени в равновесии должно установиться равномерное распределение температуры и массопотока, но в неравновесных условиях этого не происходит. В простейшем случае, без учета пространственной неоднородности, проведены вычисления зависимости от времени температуры на поверхности осаждаемого материала и массопотока. Эта зависимость имеет автоколебательный характер. Следовательно, за счет флуктуаций, которые всегда существуют при кристаллиза-

ции, вследствие нелинейности процессов тепло- и массообмена имеет место переменная во времени составляющая процесса кристаллизации. Рассмотренные особенности термодинамики и кинетики кристаллизации являются одним из механизмов формирования поликристаллической структуры.

При объемном зародышеобразовании, которое может иметь место при кристаллизации из расплава и при электроосаждении на подложку с малой адгезией, кристаллизация может идти двумя разными способами. Здесь существенную роль играет соотношение между скоростью кристаллизации и теплопроводностью. Если тепло отводится от зародыша медленно, то температура внутри больше, чем на поверхности зародыша. В этом случае кристаллизация идет с поверхности и энергетически выгодным является формирование большей площади поверхности, результатом может быть рост кристаллов пятерной симметрии. Если теплообмен происходит достаточно быстро, то кристаллизация идет из центра зародыша. В этом случае преимущественно образуются кристаллы правильной симметрии; с большой вероятностью в центре зародыша формируется область разориентации решеточной структуры.

## **ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ОСТРОВКОВ РОСТА В ПЕНТАГОНАЛЬНЫЕ КРИСТАЛЛЫ**

Ясников И.С., Викарчук А.А.

Тольяттинский Государственный Университет, Россия,  
[yasn@infopac.ru](mailto:yasn@infopac.ru)

Проведённые нами в последнее время эксперименты по электроосаждению кристаллов меди на индифферентных подложках при условиях, близких к термодинамическому равновесию (низкие перенапряжения), позволили выдвинуть гипотезу о дисклинационном механизме формирования кристалла, имеющего пятерную симметрию. По предложенной модели вначале на индифферентной подложке образуется трёхмерный кластерный зародыш, имеющий декаэдрическое или икосаэдрическое расположение атомов. В настоящее время доказано [1], что малые декаэдрические или икосаэдрические частицы более устойчивы, чем обычные кристаллические зародыши, причём при малых размерах энергетически выгодной для них является сферическая форма. В нашем случае при электрокристаллизации на подложке из трёхмерных декаэдрических кластеров формируются хорошо наблюдаемые методом сканирующей электронной микроскопии островки роста яйцеобразной формы с размером от 50 нм до 0.5-1 мкм. На определённом этапе роста в островке происходит перегруппировка атомов из некристаллической декаэдрической структуры в кристаллическую с образованием дефекта кристаллического строения в виде дисклинации мощностью  $\pi/3$ . Данный переход может быть обоснован, если рассматривать кристалл, растущий в процессе электроосаждения как открытую термодинамическую систему, обменивающуюся с окружающей средой энергией и веществом.

Если плотность тока фиксирована, то расчёты показывают, что число атомов в островке и его размеры в процессе его роста определяются формулами:

$$N(t) = \frac{2\pi}{3} \left( \frac{J a^2}{e} \right)^3 t^3 \quad R(t) = \frac{J \mu t}{F \rho} = \frac{J t}{F} \cdot \frac{a^3 N_A}{\sqrt{2}} = \frac{J a^3}{e\sqrt{2}} t \quad (1)$$

где  $J$  - плотность тока,  $a$  - параметр решётки (для меди  $a = 0,36$  нм),  $e$  - заряд электрона,  $t$  - время электроосаждения. В [2] указано, что энергия, которая затрачивается на превращение кластера, состоящего из  $N$  атомов, в газ, определяется условием:

$$E_{clust} = \Delta H \cdot N - \left( \frac{2\pi}{3} \right)^{\frac{1}{3}} \cdot \Delta H \cdot N^{\frac{2}{3}} \quad (2)$$

где  $\Delta H$  – энергия кристаллизации в расчёте на один атом (для меди  $\Delta H = 5,1 \cdot 10^{-19}$  Дж). Достаточно очевидно, что при образовании кластера из  $N$  атомов будет выделяться энергия  $E_{clust}$ .

Растущий кристалл обменивается с внешней средой энергией электрического тока и энергией в виде теплоты, выделяющейся при кристаллизации атомов на его поверхности.

Изменение энтропии растущего кристалла, связанное с работой электрического тока за время  $dt$ , определяется законом Фарадея:

$$dS_{current} = \frac{2\pi Z e \eta}{T} \left( \frac{J a^2}{e} \right)^3 t^2 dt \quad (3)$$

где  $\eta$  – перенапряжение на катоде,  $T$  – температура кристаллизации,  $Z$  – заряд иона в единицах элементарного заряда.

Изменение энтропии, связанное с теплотой, выделяющейся при кристаллизации атомов с учётом (2), определяется формулой:

$$dS_{clust} = \frac{2\pi}{T} \left( \frac{J a^2}{e} \right)^3 \left[ \Delta H t^2 - \frac{2\Delta H e t}{3J a^2} \right] dt \quad (4)$$

Теперь далее, рассматривая растущий островок, как открытую систему, можно записать изменение его энтропии за единицу времени в виде:

$$dS = dS_{current} + dS_{clust} = \frac{2\pi}{T} \left( \frac{J a^2}{e} \right)^3 \left[ (Z e \eta + \Delta H) t^2 - \frac{2\Delta H e}{3J a^2} t \right] dt \quad (5)$$

Отсюда производство энтропии на начальной стадии роста островка определяется формулой:

$$\frac{dS}{dt} = \frac{2\pi}{T} \left( \frac{J a^2}{e} \right)^3 \left[ (Z e \eta + \Delta H) t^2 - \frac{2\Delta H e}{3J a^2} t \right] \quad (6)$$

График зависимости (6) от радиуса островка для случая электроосаждения меди при  $J = 0,05$  А/дм<sup>2</sup>,  $\eta = 0,07$  В представлен на рис. 1.

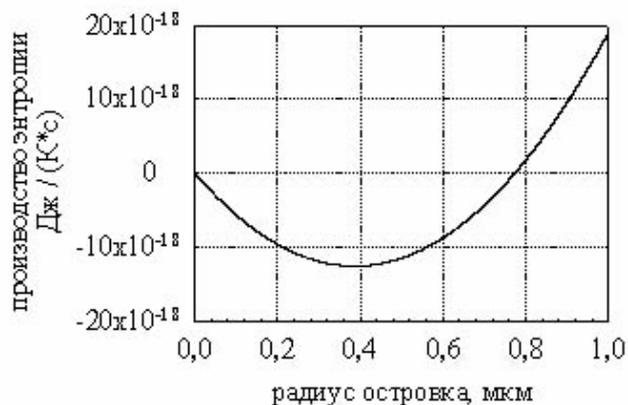


Рис. 1.

т.к. производство энтропии станет положительным. Именно при этом значении  $R$  и происходит перегруппировка атомов из некристаллической структуры в кристаллическую с сохранением стационарного состояния. Введение дефекта в виде дисклинации увеличивает значение  $R$ , что является предметом отдельного исследования.

Таким образом, использование линейной неравновесной термодинамики и понятия стационарного состояния достаточно корректно при описании эволюции кристалла на начальных стадиях его роста.

1. Gryaznov V.G., Heidenreich J., Kaprelov A.M., Nepijko S.A., Romanov A.E., Urban J. Pentagonal symmetry and disclinations in small particles // Cryst. Res. Technol. 1999, V. 34. № 9, P. 1091 - 1119.
2. Смирнов Б.М. Кластеры с плотной упаковкой // УФН. 1992, т.162 № 1, стр. 119 - 138.
3. Пригожин И.Р. Введение в термодинамику необратимых процессов. Ижевск: РХД, 2001. 160 с.

## РЕЛАКСАЦИЯ ВНУТРЕННИХ ПОЛЕЙ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ИКОСАЭДРИЧЕСКИХ МАЛЫХ ЧАСТИЦАХ

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

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия,  
[yasn@infopac.ru](mailto:yasn@infopac.ru)

Проведённые нами в последнее время электронно-микроскопические исследования показали, что рост пентагональных кристаллов на индифферентных подложках (титан, алюминий, нержавеющая сталь) всегда начинается со сферических островков роста, хорошо наблюдаемых на микрофотографиях при размерах более 100 нм и имеющих некристаллическое строение.

При достижении размеров порядка 1 мкм островки роста приобретали чёткую огранку и превращались в микрокристаллы с разнообразной внешней формой (габитусом): тетраэдры, декаэдры, икосаэдры, пентагональные додекаэдры, пентагональные призмы и т. д. В процессе роста до размеров порядка 5 мкм преимущественное разви-

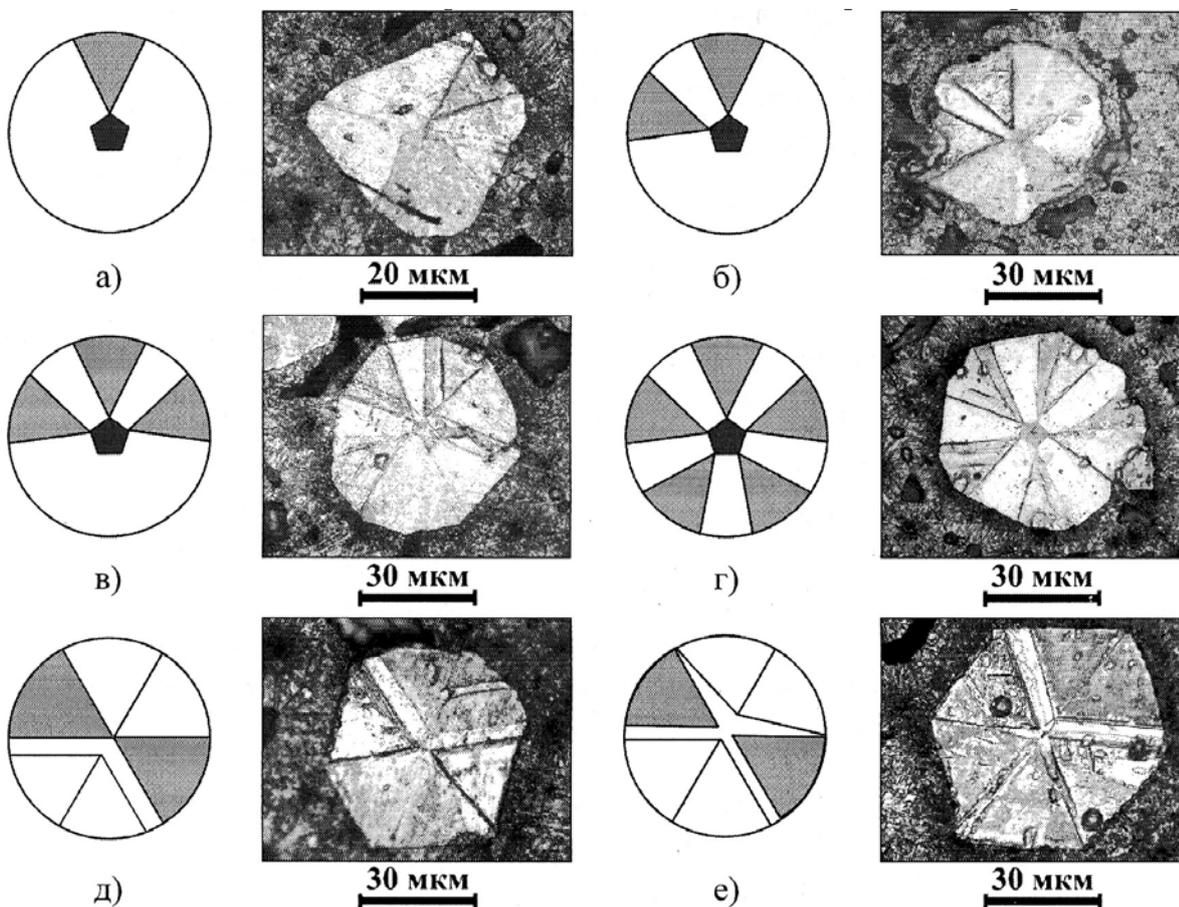
тие получали лишь кристаллы, имеющие икосаэдрическую или декаэдрическую форму.

При электронно-микроскопическом исследовании дальнейшей эволюции габитуса этих кристаллов, было выяснено, что при увеличении размеров отдельных икосаэдрических малых частиц до 60 - 80 мкм, появляются следующие основные каналы релаксации внутренних полей упругих напряжений:

1. Последовательное образование двойниковых границ, как следствие релаксации упругой энергии, связанной с дисклинацией в центре икосаэдрической малой частицы (рис. 1а - 1г)

2. Расщепление узла, где сходятся двойниковые границы (рис. 1д - 1е).

Обнаруженные в экспериментах данные каналы релаксации внутренних полей упругих напряжений однозначно указывают на необходимость использования дисклинационных моделей для описания зарождения и дальнейшей эволюции икосаэдрических малых частиц в процессе их роста.



## ДЕФЕКТЫ ДИСКЛИНАЦИОННОГО ТИПА, ФОРМИРУЮЩИЕСЯ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Бондаренко С.А., Воленко А.П., Викарчук А.А., Диженин В.В.  
*Тольяттинский государственный университет*

Возможность существования в конденсированных средах поворотных дислокаций Вольтера (дисклинаций) длительное время не рассматривалась. В настоящее время отношение к дисклинациям как особому виду несовершенств резко изменилось. В частности, концепция дисклинаций позволяет успешно объяснить многие особенности электрокристаллизации металлов. В работе изучались особенности образования структуры меди, полученной из сернокислых электролитов без добавок. Исследования проводились с помощью растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Они показали, что при электрокристаллизации наблюдаются высокие ( $\sim 1000\text{\AA}$ ) ступени спирального роста осадков (рис.1а). Были обнаружены большие ( $>10^\circ$ ) азимутальные разориентировки субзерен (рис.1б), которые невозможно объяснить с дислокационной точки зрения. При электрокристаллизации были обнаружены пентагональные кристаллы (рис.1в). Пентагональная симметрия однозначно говорит о дисклинационной природе их образования. Наблюдались также оборванные границы (рис.1г), являющиеся мощным источником дальнедействующих напряжений, которые можно интерпретировать как дефект дисклинационного типа. Часто оборванные границы группировались парами, образуя диполи (рис.1д).

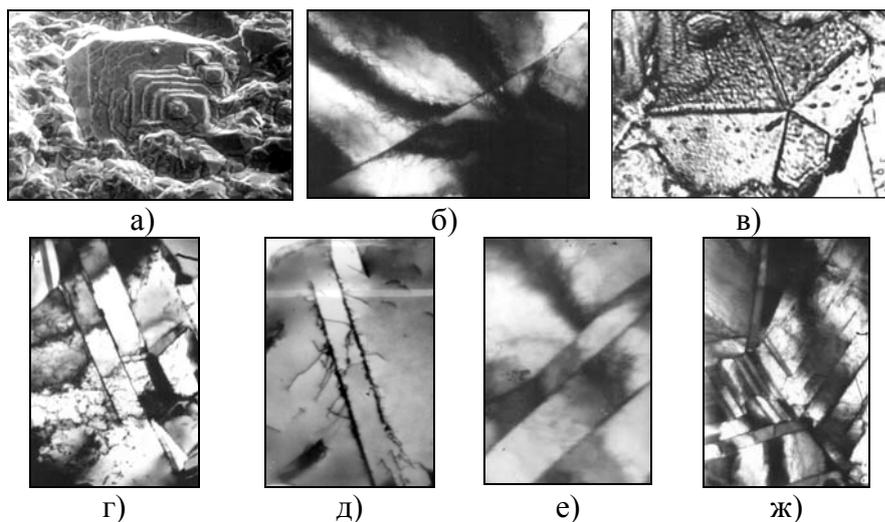


Рис.1 Дефекты дисклинационного типа в медных покрытиях

Вероятно, именно дисклинационные диполи, поля напряжений которых эквивалентны полю дислокаций с вектором Бюргерса  $\vec{b} \approx (30-50)b$  являются причиной высоких спиралей роста. Дисклинационный диполь создает около себя большие неоднородные напряжения, которые инициируют зарождение новых диполей. Так образуется полосовая структура (рис.1е). В процессе электрокристаллизации также формируются фрагментированные структуры, в которых сильно разориентированные участки кристалла можно уподобить дисклинационным петлям (рис.1ж). Исследования показали, что все эти типы дефектов имеют ростовое происхождение и дисклинационную природу и оказывают существенное влияние на физико-механические свойства электролитических покрытий. В работе предложены механизмы их формирования в процессе электрокристаллизации.

## РЕДАКТОР ВИРТУАЛЬНЫХ МОДЕЛЕЙ КРИСТАЛЛОВ

Лоозе В.С., Чуркин В.К., Талалова Е.А.

*ТГУ, Тольятти, Россия,*  
[loose\\_vladimir@avtograd.ru](mailto:loose_vladimir@avtograd.ru)

Существует достаточное количество пособий, в которых отражены особенности кристаллического состояния, разнообразие кристаллических структур и их классификация. Изображение кристалла в статическом состоянии не даёт полного представления о его структуре. Динамичная модель кристалла, которую можно рассмотреть с любого ракурса, воспринимается намного лучше, чем словесные описания или статические изображения. Обзор литературы и поиск в сети Интернет показал, что на сегодняшний день существует ограниченное число работ в этом направлении.

В данной работе представлена компьютерная программа, которая позволяет моделировать, вращать кристалл, просматривать и изучать его структуру в трёхмерном пространстве. За основу программы взята математическая модель кристалла. Атомы представлены как материальные точки, соединённые упругими связями. Весь кристалл помещён в воображаемую среду, обладающую сопротивлением движению, причём видимые размеры атомов не влияют на результат расчёта. Связи считаются невесомыми и лишёнными взаимодействия со средой. Наличие последней необходимо для установления равновесия системы со многими степенями свободы.

В программе существуют два массива: массив атомов и массив связей, в которых хранятся данные об атомах (координаты, составляющие вектора скорости, масса и размер) и связях (номера связанных атомов, длина, жёсткость). Программа перебирает по очереди все связи и добавляет к вектору скорости каждого из связанных атомов вектор ускорения, сообщённый атому связи. Таким образом, атомы располагаются в пространстве таким образом, что длина каждой связи оказывается как можно ближе к номинальному значению длины, установленному в массиве.

В современной компьютерной индустрии существует огромное количество языков, сред и макроязыков, которые позволяют создавать трёхмерные изображения. Однако макроязыки не способны обеспечить низкоуровневую работу с трёхмерной графикой, большинство из них не обеспечивают необходимого быстродействия. Выбор был остановлен на новом языке Object Pascal в среде Delphi 5 enterprise.

Для построения изображений выбрана стандартная библиотека OpenGL, которая работает независимо от наличия акселератора и драйверов на акселератор, проста в обращении и быстра в работе, и, кроме того, она есть на каждом компьютере, где установлен Windows95 или выше, что гарантирует её работу на любом современном ПК. Разработанный редактор кристаллов позволяет создавать, редактировать и просматривать трёхмерные модели кристаллических тел. Программа удобна для изучения нульмерных (вакансии, атомы внедрения), одномерных (краевые и винтовые дислокации) и двумерных (двойники) дефектов кристаллов. За минуты пользователь может создать кристаллическую решётку, соответствующую его требованиям, смоделировать различные дефекты в ней. Динамичная модель кристалла, которую можно рассмотреть с любого ракурса, не только заменяет рисунки книг, но и дополняет их. Пользователю не требуются никаких дополнительных библиотек и модулей, кроме исполняемого exe-файла.

# ОСОБЕННОСТИ СТРОЕНИЯ И МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

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

Тольяттинский Государственный Университет, Россия, [yasn@infopac.ru](mailto:yasn@infopac.ru)

Весьма интересным для науки и практики является получение и исследование кристаллов с пятерной симметрией, запрещенной законами кристаллографии. В настоящее время такие кристаллы обнаружены практически у всех ГЦК-металлов. Из энергетических соображений вытекает, что пентагональные малые частицы устойчивы лишь до некоторого критического размера (~100 нм), с увеличением размера они должны преобразовываться в кристаллы с ГЦК-решеткой. Однако, нами получены пентагональные кристаллы размером до 300 мкм (рис. 1), причем, в форме конуса (а), диска (б), бокебола (в) и усов (г). Пентагональные кристаллы, медные пленки и фольги из них

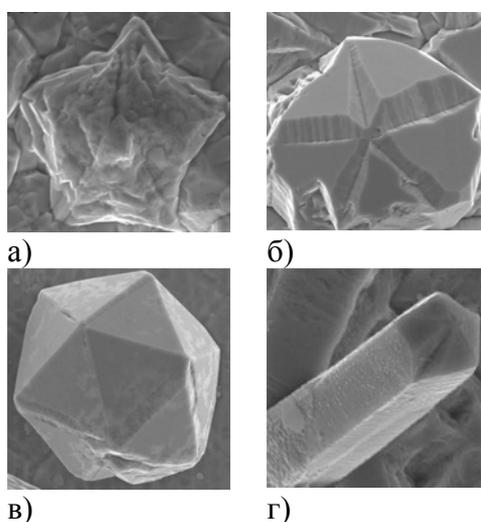


Рис. 1. Габитус пентагональных кристаллов

получали из сернокислого электролита без добавок в гальваностатических и нестационарных условиях электролиза. Исследования структуры и субструктуры проводили с помощью микроскопов (МИМ-8, JSM-6500FE, ПРЭМ-200). Исследования показали, что пентагональные кристаллы с одной или шестью осями пятерной симметрии могут образовываться из двумерных зародышей (рис.1 а), из трехмерных кластеров (рис.1 б, в) и на дефектах подложки (рис.1 г), но во всех случаях они имеют дисклинационную природу. Предложены механизмы их формирования.

Формирование кристаллов меди с пятерной симметрией из двумерных зародышей происходит следующим образом: на атомной плоскости (110) в процессе роста кристалла по слоевому механизму может образоваться оборванная двойнико-

вая граница типа  $\langle 110 \rangle \{111\}$ , которая эквивалентна частичной клиновой дисклинации мощностью  $\omega = 70^\circ 32'$ . При дальнейшем росте кристалла происходит релаксация упругих полей напряжений путем последовательного двойникового, при этом кристалл разбивается на пять секторов, разделенных между собой двойниковыми границами, сходящимися на 7-градусной частичной дисклинации (рис.1 а). При формировании кристаллов из трехмерных кластеров вначале на индифферентной подложке образуется зародыш, имеющий декаэдрическое расположение атомов. Из него формируется сферический островок роста, в котором (при размерах  $\sim 1$  мкм) происходит перегруппировка атомов из некристаллической структуры в кристаллическую с образованием дефекта кристаллического строения в виде дисклинации мощностью  $\pi/3$ . При увеличении кристаллов до 1-3 мкм упругая энергия, связанная с дисклинацией, релаксирует с образованием частичной дисклинации в  $7^\circ 20'$  и пяти обрывающихся на ней двойниковых границ (рис.1 б). Образуется кристалл с одной осью симметрии пятого порядка. Из икосаэдрических кластеров образуются в конечном итоге кристаллы в форме звездчатых многогранников с шестью осями симметрии 5-го порядка (рис.1 в), содержащие дисклинацию мощностью  $0,48\pi$ . Пентагональные кристаллы в виде призм (усы) образуются на дефектах дисклинационного типа, находящихся на подложке или кристаллах.

# СТАТИЧЕСКАЯ ОЦЕНКА УСТОЙЧИВОСТИ ДИНАМИЧЕСКИХ СИСТЕМ

Якунин В.Н., Скиданенко В.И., Чуркин В.К.

ТГУ, Тольятти, Россия

При исследовании нелинейных процессов важно определить устойчивые (неподвижные) точки решений и точки бифуркации. В довольно широком интервале граничных условий имеет место перераспределение потоков и создание устойчивых неоднородностей в самоорганизующихся системах. В работе на примере горения плазменной дуги исследуется устойчивость подобных систем. Предлагаемый метод можно обобщить для случаев кристаллизации из расплава при электролитическом и плазменном осаждении.

Используется уравнение Фоккера-Планка-Колмогорова (ФПК – уравнение), которое отражает свойства динамических систем. ФПК – уравнение описывает поток вероятностей в фазовом пространстве, который характеризуется систематическим движением в соответствии с уравнениями динамики и диффузионным движением под влиянием шума. Качественная теория обыкновенных дифференциальных уравнений позволяет найти топологическую структуру и показать особые траектории – сепаратриссы, предельные циклы и состояния равновесия. Если наложить потоки вероятностей на топологическую структуру, то возможна деформация ячеек фазового пространства, определяющих области устойчивых и неустойчивых режимов. Используем автономную систему обыкновенных дифференциальных уравнений, записанных в нормальной форме Коши:  $\frac{dx_i}{dt} = X_i(x_1, x_2, \dots, x_n) \quad i = 1, 2, \dots, n$ . В частности, такими уравнениями описываются электрические цепи с плазматронами. Топологическая структура известна и приведена на рис. 1  $g(G)$  - условная вероятность перехода из состояния  $x_0$  в момент  $t_0$  в состоянии  $x$  в момент  $t$ . Показано, что уравнения возможно решить для частного случая, когда дуга представляется моделью Касси. Решение имеет вид  $g(G) = c \exp\left\{\frac{2T^2}{\tau N_0} \left(A \cdot k^{-1} - \frac{l_0}{R}\right) G - \frac{G^2}{2}\right\}$ , где  $G$  проводимость единицы длины дуги, все

остальные коэффициенты постоянные величины. На рис. 1 топологическая структура представлена на круге Пуанкаре в  $G$ - $I$  координатах. Рабочий режим плазматрона существует в области  $G_1$ . Особые точки  $A$ ,  $M$  – седла,  $S$  – устойчивый узел. Точке  $S$  соответствует устойчивые горение дуги. Особая траектория, проходящая через седло  $A$  ( $\omega$  сепаратрисса седла  $A$ ) –  $BAE$ , разделяет область  $G_1$  на область горения и гашения. Возникающие отклонения, не выходящие в области гашения, возвращаются по фазовой траектории в устойчивый узел  $S$ . Из решения ФПК – уравнения следует, что вероятность существования сепаратриссы на участке  $AE$  пренебрежимо мала, что позволяет увеличить область устойчивой работы и получить фазовый портрет приведенный на рис.2.

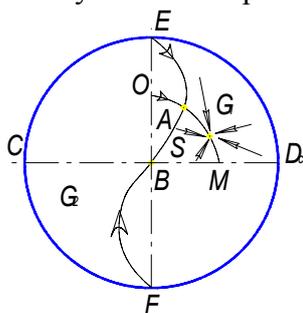


Рис. 1

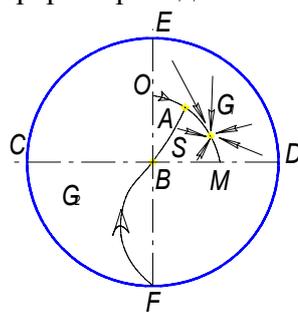


Рис. 2

## ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА НАКОПЛЕНИЯ И ЗАЛЕЧИВАНИЯ МИКРОПОР ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ МЕТАЛЛОВ

Бетехтин В.И., Амосова О.В., Кадомцев А.Г., Юсупов Д.Е.

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

Исследование процесса высокотемпературной ползучести (ВТП) металлов и сплавов имеет большое научное и практическое значение. Известно, что разрушение при таком режиме нагружения происходит, как правило, за счет накопления по границам зерен микропор и микротрещин, чей рост и слияние и приводит в конечном итоге к макроразрушению образцов. Реализация обратного процесса - залечивания микропор - должна приводить к задержке во времени достижения критической концентрации микропор и, следовательно, к росту долговечности образцов.

Для достижения максимального прироста долговечности необходимо изучение поровой структуры материала в процессе ВТП, после залечивающих воздействий и повторного нагружения. При анализе протекающих при этом процессов недостаточно ограничиваться такими параметрами, как общий объем пор и их средние размеры. Необходимо учитывать поврежденность объема зерен и их границ, концентрацию (плотность) пор в границах, долю площади границ, занятых порами, соотношения размеров осей пор, различие характера пористости в объеме и приповерхностных слоях и т.д. Учитывая то обстоятельство, что большую часть информации о порах мы получаем со шлифов, всегда стоит вопрос о корректности интерпретации этой информации, так как при этом возникает задача оценки истинных (объемных) параметров структуры, которая полностью не решена до сих пор.

В связи с этим в работе были проведены исследования металлов после ВТП, залечивающих обработок, повторного нагружения с целью получения максимально корректных параметров пор. В качестве основного объекта исследования была выбрана медь (Cu), испытания в режиме ползучести проводились в институте физического материаловедения (Чехия, г.Брно) под руководством проф. В.Скленички.

В качестве основного залечивающегося воздействия использовалось гидростатическое давление (до 1,5 ГПа).

Полученные результаты сводятся к следующему:

- а) показано, что основными факторами, определяющими интенсивность залечивания пор под давлением, является их форма и расстояние до внешней поверхности;
- б) при повторном нагружении происходит преимущественно образование и рост новых пор на бездефектных участках границ зерен;
- в) средняя степень повреждения границ порами в образцах, доведенных до разрушения после промежуточной залечивающей обработки и без неё, близки, что позволяет считать эту величину критической для перехода к макроразрушению;
- г) рост долговечности образцов зависит от величины приложенного давления и стадии ползучести на которой проводится обработка, что, в свою очередь, связано с особенностями залечивания пор.

*Авторы благодарят за финансовую поддержку Минобразования РФ (грант Е 02-4.0-124).*

# СПЕКТР СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В УСЛОВИЯХ ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТИ Al-Mg СПЛАВА В ШИРОКОМ ДИАПАЗОНЕ СКОРОСТЕЙ ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Разуваев А.А.

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

При деформировании ряда материалов в определенных температурно-скоростных интервалах деформации имеет место эффект прерывистой текучести (ПТ), проявляющийся как зубчатость диаграмм деформации. ПТ связана с затруднением равномерной деформации в микромасштабе, что может привести к появлению на образце локальных утонений - полос, или волн деформации, представляющих собой макрообласти сосредоточения деформации. Деформация в таких зонах протекает с огромными скоростями, что и вызывает частичные сбросы напряжения.

Одним из наиболее эффективных методов изучения процессов пластической деформации, в том числе, в условиях ПТ, является метод акустической эмиссии (АЭ). В последние годы при анализе сигналов АЭ всё большее внимание уделяется их спектральным параметрам, которые весьма чувствительны к смене механизма деформации. Особенности поведения спектральных характеристик сигналов АЭ в условиях ПТ до сих пор оставались неизученными. Заполнению этого пробела и посвящена настоящая работа.

В качестве объекта исследования выбран коммерческий сплав 5056 (состав, вес. %: Al - 4,80% Mg - 0,06% Si - 0,12% Fe - 0,07% Mn - 0,06% Cr). Образцы с размерами рабочей части 10×3×3 мм деформировали по схеме одноосного растяжения при комнатной температуре в диапазоне скоростей  $1,4 \cdot 10^{-5}$ - $1,4 \cdot 10^{-2}$  с<sup>-1</sup>. Записанные в процессе нагружения сигналы АЭ были при помощи оригинальной программы кластерного анализа разбиты на группы по принципу подобия формы спектра. Изучение распределения сигналов выделенных групп во времени совместно с кривыми растяжения позволило сделать следующие выводы.

1. Спектр сигналов АЭ смещается в сторону низких частот с повышением амплитуды зубцов и/или текущего уровня сопротивления деформированию, т.е. с повышением степени локализации деформации в полосах. Роль уровня напряжений можно объяснить его влиянием на энергию волны.

2. Протекание равномерной деформации при малых скоростях деформирования приводит к образованию особых, наиболее высокочастотных сигналов, а при больших - к появлению пика на спектрограммах в соответствующей частотной области. То есть при больших скоростях равномерная деформация протекает на фоне локализованной, а сигналы АЭ являются суммой этих двух процессов.

3. Наиболее низкочастотные сигналы соответствуют области начала пластической деформации. По-видимому, это говорит о том, что пластическое течение уже на самых ранних стадиях является неустойчивым, а степень локализации при этом наиболее высока.

Таким образом, анализ спектральных образов сигналов АЭ предоставляет возможность идентифицировать сигналы с определенными механизмами деформации и различными типами зубцов ПТ. В качестве общего вывода можно отметить, что повышение масштабного уровня деформации приводит к росту низкочастотных компонент спектра сигналов АЭ.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФЛУКТУАЦИЙ МЕТОДОМ РЕНОРМАЛИЗАЦИОННОЙ ГРУППЫ (РГ)

Скиданенко В.И., Дроздов Н.А.

*ТГУ, Тольятти, Россия*

Современная теория РГ во многом решила проблемы крупномасштабных флуктуаций в критической точке (КТ) фазового перехода второго рода типа в магнетиках, сверхпроводниках и т.п. Она является эффективным методом решения и других задач с принципиальным изменением характера движения: в стохастических процессах, в кинетике при взаимном превращении разных мод. Метод РГ, предложенный Вильсоном, использует представление о преобразовании симметрии  $R_S$ , объединяющем сокращение длин (преобразование Каданова) и последующее расширение решетки с переходом к длинноволновым возбуждениям  $0 < k < \Lambda \zeta^{-1}$ , где  $\zeta$  - корреляционная длина. В конечном итоге в линеаризованном приближении в соответствии с теорией подобия преобразуются параметры Гальмитониана  $x_i$ . РГ представляет собой полугруппу, в которой определено преобразование  $R_S R_S = R_{SS}$ . Критические индексы можно вычислить, если определена неподвижная точка РГ в параметрическом пространстве  $\mu(x_j) = \mu^*(x_j)$ . Оказывается, что  $\mu^*$  существует для решетки размерности  $d \geq 4$ . Метод, предложенный Вильсоном использует приближение  $d = 4 - \epsilon$ . Результаты вычислений согласуются с экспериментом для  $d = 4 - \epsilon$ , но остается чувство неудовлетворенности в связи с нефизическим приближением.

Цель работы - построить модифицированную РГ в которой неподвижная точка получается непосредственно  $2 \leq d \leq 4$ . Предложена модель, в которой крупномасштабные флуктуации вблизи КТ разбиваются на сильнокоррелированные субблоки, размеры которых  $\zeta_1$  много меньше корреляционной длины:  $1 \ll \zeta_1 \ll \zeta$ . Для решетки Изинга вычислена статистическая сумма и определена критическая температура  $T_C$  для размерности  $d = 2,3$ . Гальмитониан флуктуаций вблизи КТ имеет форму Гинзбурга-Ланду; полученные результаты справедливы и для более общих случаев. Критические индексы можно вычислить уже в Гауссовом приближении ( $\eta = 0$ ); для  $d = 3$  получим для показателей корреляционной длины, восприимчивости, параметра порядка, теплоемкости соответственно:  $\nu = 2/3$ ,  $\gamma = 4/3$ ,  $\beta = 1/3$ ,  $\alpha = \eta = 0$ . В данной модели устойчивая КТ за счет выбора параметра  $\zeta_1 = \zeta^x$  существует и при  $d = 2,3$ ; при этом  $x = 1, 1/2$ , для  $d = 2,3,4$  соответственно.

Более строго можно вычислить критические индексы непосредственно для  $d = 3,2$  применяя модифицированную линеаризованную РГ к гамильтониану флуктуаций. Результаты согласуются с приближением  $d = 4 - \epsilon$  и экспериментальными и расчетными результатами для  $2 \leq d \leq 4$ . Существенно, что в теории возмущений малым параметром в модели является отношение  $\zeta_1/\zeta$ , вследствие этого ряд возмущений для свободной энергии сходятся для  $d = 3$ , что представляет собой исключение по сравнению с известными разложениями теории возмущений. Обычно ряд теорий возмущений расходится, так как множители числа ряда пропорциональны  $S^{4-d}$ , где  $S \rightarrow \zeta \rightarrow \infty$  в КТ. В нашем случае появляется дополнительный множитель  $(\zeta_1/\zeta)^2$  который и устраняет расходимость ряд. Вычисления методом теории возмущений дают следующие значения критических индексов:  $\eta = 0,045$ ,  $\gamma = 1,25$ ,  $\nu = 0,649$ ,  $\beta = 0,33$ ,  $\alpha = 0,083$ .

Учет структуры крупномасштабных флуктуаций при разбиении на сильно коррелированные субблоки вблизи КТ дает возможности технически более простым способом получить результаты, относящиеся к широкому кругу других задач: влияние примесей на свойства матрицы, задача о блужданиях в решетке без самопересечения. Представляется перспективным применить исследуемую модель для вычисления критических динамических индексов.

## ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ТЕЛ, НАХОДЯЩИХСЯ В ТВЕРДОМ И ИОНИЗИРОВАННОМ СОСТОЯНИИ, НА ГРАНИЦЕ ИХ РАЗДЕЛА В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ

Русанов Е.А., Лошкарев П.В.

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

Известно, что, помимо большой области практического применения, электролитическая кристаллизация и ионно-плазменное напыление очень удобны для количественного исследования кинетики кристаллизации.

Предлагаемая модель рассматривает процесс образования твердой фазы на поверхности раздела твердая фаза - ионизированное вещество при приложении к исследуемой системе однородного электрического поля.

С энергетических позиций авторы предлагают уравнение вида:

$$\Delta\phi\Delta q = (\mu_i - \mu_k)V/\Omega + S\alpha + W$$

где:

$\Delta\phi$  - разность потенциалов электрического поля в рассматриваемой области взаимодействия.

$\Delta q = ZeN$  - совокупный заряд

$z$  - заряд частицы (валентность)

$e$  - элементарный заряд.

$N = V/\Omega$  - число частиц образовавших твердую фазу.

$V$  - объем образовавшегося твердого вещества.

$\Omega$  - удельный объем, приходящийся на одну частицу в кристалле .

$\mu_i$  - химический потенциал вещества в кристаллическом состоянии.

$\mu_k$  - электрохимический потенциал вещества в ионизированном состоянии.

$S$  - площадь новой образовавшейся поверхности

$\alpha$  - удельная свободная энергия поверхности раздела, которая считается изотропной.

$W$  - скрытая теплота, как характеристика фазового перехода I рода

Понимая ограниченность предлагаемой модели, можно сделать определенные наглядные выводы. В частности, такое представление не отвергает возможности зарождения твердой фазы как флуктуации, естественно, при определенных количественных параметрах процесса. Модель помогает понять особенности зарождения кристаллической фазы, когда взаимодействуют неоднородные по своему составу вещества рассматриваемой системы. Решение предложенного уравнения позволяет получить количественный параметр размера кристаллизующего вещества, что особенно важно на начальном этапе рассматриваемого процесса.

## ЯВЛЕНИЕ ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ, ВЫЗВАННОЙ ТЕРМОУПРУГИМИ ФАЗОВЫМИ ПРЕВРАЩЕНИЯМИ

Мовчан А.А.<sup>2</sup>, Сильченко Л.Г.<sup>2</sup>, Казарина С.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт прикладной механики РАН, Москва, Россия*

<sup>2</sup>*Московский авиационный институт, Москва, Россия*

[igor\\_movchan@hotmail.com](mailto:igor_movchan@hotmail.com)

Экспериментально обнаружено, что термоупругие мартенситные превращения могут вызывать потерю устойчивости тонкостенных элементов из сплавов с памятью формы (СПФ). Установлено, что образцы в виде тонких полосок из никелида титана, не теряющие устойчивость ни в аустенитном, ни в мартенситном фазовом состоянии, могут потерять устойчивость при переходе из одного состояния в другое. Критические нагрузки потери устойчивости, вызванной прямым мартенситным превращением, могут быть в 3-4 раза ниже, чем минимальные критические нагрузки изотермической потери устойчивости в мартенситном фазовом состоянии. Критические нагрузки потери устойчивости, вызванной обратным мартенситным превращением убывают с ростом фазовой деформации, накопленной в образце к моменту начала обратного превращения; при нулевых начальных фазовых деформациях они превышают критические нагрузки потери устойчивости, вызванной прямым превращением, однако все еще значительно уступают минимальным критическим нагрузкам изотермической потери устойчивости.

Для объяснения обнаруженных эффектов в различных постановках были решены задачи о нелинейном поведении и потере устойчивости стойки Шенли, стержня и прямоугольной пластинки из СПФ. Проанализирован ряд альтернативных концепций, касающихся процесса перехода рассматриваемых объектов в смежную форму равновесия при потере устойчивости, таких как гипотезы «фиксированного фазового состава» и «продолжающегося фазового перехода», «упругой разгрузки» и «продолжающегося нагружения», «фиксированной температуры» и «варьируемой температуры». Установлено, что в рамках концепции «фиксированного фазового состава» минимально возможной критической нагрузкой потери устойчивости при фазовом переходе является критическая сила изотермической потери устойчивости в мартенситном фазовом состоянии, что не соответствует экспериментальным данным. В результате выбор делается в пользу гипотезы «продолжающегося фазового перехода». Гипотеза «продолжающегося нагружения» всегда дает меньшие значения критических нагрузок, чем концепция «фиксированной нагрузки». Установлено, что в применении к явлению потери устойчивости, вызванной прямым мартенситным превращением, концепция «продолжающегося нагружения» дает адекватные результаты, хорошо соответствующие решению задачи о нелинейном поведении. В то же время, при анализе потери устойчивости, вызванной обратным мартенситным превращением, нелинейному решению лучше соответствуют критические нагрузки, найденные в рамках концепции «фиксированной нагрузки». Кроме того, гипотеза «продолжающегося нагружения» в применении к обратному превращению приводит к некоторым парадоксальным результатам. В результате для анализа неустойчивости, вызванной прямым превращением, рекомендуется использовать концепцию «продолжающегося нагружения», а в случае обратного превращения - гипотезу «фиксированной нагрузки».

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 02-01-01075 и Министерства образования РФ грант № E02-4.0-174.*

## ОСОБЕННОСТИ ПРОЯВЛЕНИЯ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ В УСЛОВИЯХ ДЕЙСТВИЯ РАЗЛИЧНЫХ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Выбойщик М.А., Попова Л.И., Лошкарев П.В., Русанов Е.А.

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

Несмотря на очевидные успехи применения метода АЭ как для диагностики оборудования, так и в качестве метода физических исследований, природа самого явления АЭ изучена не достаточно. Как показал анализ публикаций, в литературе практически отсутствуют экспериментальные данные о связи АЭ с твердорастворным упрочнением, энергией образования дефекта упаковки и многими другими структурными факторами, а немногие имеющиеся сведения отрывочны и даже противоречивы. Отсутствие четких представлений о природе АЭ и ее связи с деформационными механизмами не позволяет реализовать огромные потенциальные возможности метода акустической эмиссии на практике.

Проведены исследования закономерностей проявления акустической эмиссии и анализ спектральных характеристик АЭ, связанной с различными механизмами пластической деформации в специально подобранных системах медных сплавов. Механизмы пластической деформации данных систем хорошо изучены и подтверждены результатами электронномикроскопических исследований данной работы.

Установлено, что смена механизма пластической деформации скольжением на механическое двойникование существенно зависит от величин энергии дефектов упаковки, степени ближнего порядка и исходной структуры. Исходя из предположения, что однотипные источники излучают сигналы АЭ с подобными амплитудно-частотными характеристиками, было предложено проводить идентификацию сигналов АЭ по источникам их происхождения путем выделения кластеров на точечных диаграммах, построенных в координатах: энергия - медианная частота ( $E - F_{med}$ ). Разработана методика представления данных спектрального анализа сигналов АЭ.

Показано, что непрерывная АЭ, связанная с механическим скольжением образует единственный отдельный кластер, наблюдаемый в чистой меди и сплавах с малой концентрацией легирующих элементов. Увеличение концентрации легирующих элементов приводит к снижению энергии образования дефектов упаковки, вследствие чего проявляется механическое двойникование и наблюдается дискретная высокоэнергетичная АЭ. При этом на точечных диаграммах, построенных в координатах: энергия - медианная частота ( $E - F_{med}$ ) образуется второй кластер. В сплавах с германием и цинком при определенном соотношении величины ЭДУ и степени ближнего порядка, наблюдается "площадка мощности" АЭ, связанная с продвижением фронта механического двойникования по типу деформации Людерса и образуется третий кластер. В этом случае размеры источников АЭ-сигналов выходят на новый, более высокий масштабный уровень, вследствие чего в спектре сигналов АЭ появляется низкочастотная составляющая, а кластер **III** по сравнению с другими значительно сдвинут в сторону меньших частот.

# О РОЛИ ТЕПЛООВОГО ПОЛЯ В ПРОСТРАНСТВЕННОЙ ОРГАНИЗАЦИИ ПОЛОС ДЕФОРМАЦИИ И ОСОБЕННОСТЯХ ИХ ОБРАЗОВАНИЯ ПРИ ПРЕРЫВИСТОЙ ТЕКУЧЕСТИ

Криштал М.М.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», Тольятти, Россия,  
[Krishtal@dd.vaz.tlt.ru](mailto:Krishtal@dd.vaz.tlt.ru)*

Представлены результаты исследования особенностей макролокализации деформации при растяжении плоских образцов полунагартованного сплава АМгб при комнатной температуре в области проявления прерывистой текучести (ПТ), полученные с помощью тепловизионной съемки и анализа термограмм с использованием тепловизора ТКВр-ИПФ (степень дискретизации одного кадра – 128x128 пиксел, чувствительность – около 0,02 °С, частота съемки – 20 кадров в секунду).

При растяжении образцов сплава АМгб наблюдали три типа зубцов ПТ: С, В и А, переход между которыми осуществляется последовательно с увеличением скорости растяжения  $\dot{\epsilon}_0$ . Зубцы типа С проявляются как одиночные крупные срывы напряжения, зубцы типа В – характеризуются группированием в пачки, зубцы типа А – отдельными всплесками напряжения. Наблюдением за полированной поверхностью образцов установлено, что каждый зубец типов С и В соответствует образованию одной полосы деформации (охватывающая все сечение образца область макролокализации деформации, ширина которой примерно равна толщине образца). Переход от зубчатости типа С к В связан с появлением пространственной организации в распространении полос, а к зубчатости типа А – с компенсационным влиянием скорости деформирования (когда величина подгрузки образца за время релаксации, связанной с образованием полосы, приближается к величине релаксационного скачка напряжения, что вызывает сглаживание деформационной кривой, а при дальнейшем увеличении скорости растяжения – полное подавление ПТ).

Обнаружено, что возникающее при пластической деформации в области проявления ПТ тепловое поле деформируемых образцов и закономерности его эволюции играют активную роль в пространственной организации распространения полос. Степень релаксации температурной вспышки от образования одной до зарождения следующей полосы определяется величиной  $\dot{\epsilon}_0$ . При зубчатости типа С до зарождения новой полосы происходит полная релаксация температурной вспышки от предыдущей полосы. При этом полосы типа С возникают хаотически по длине образца. При зубчатости типа А релаксация температурных вспышек от отдельных полос практически не наблюдается и деформация сопровождается непрерывным повышением температуры. Причем наибольшая температура наблюдается в месте только что образовавшейся полосы. Эволюция температурного поля при зубчатости типа В имеет промежуточный характер: наблюдается пульсирующий рост температуры по длине образца. При этом полосы типа А и В возникают рядом друг с другом, формируя серии полос. Т. е. локальный разогрев при образовании одной полосы деформации может активизировать появление рядом с ней следующей полосы. Этот эффект усиливается с ростом уровня напряжений. При достаточно высокой скорости растяжения шейка перед разрушением образуется дискретно во времени путем повторного прохождения полос по одному и тому же месту образца.

При  $\dot{\epsilon}_0 = 8,33 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  наблюдали до 14 полос, формирующих шейку перед разрушением, которые возникали под углом  $\sim 55^\circ$  к оси растяжения в плоскости широкой грани образца. При этом температура постоянно повышалась с очагом разогрева в шейке (на величину до  $13,6 \text{ }^\circ\text{C}$ ), причем кривая распределения температуры вдоль центральной линии образца принимала пикообразный вид. Таким образом, при формировании шейки перед разрушением локальный разогрев от полос деформации может активизировать их образование в одном и том же месте.

Обнаружен и зафиксирован этап зарождения полос при зубчатости типа А ( $\dot{\epsilon}_0 = 8,33 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ). Полосы зарождаются на одной из граней образца в отдельных, существенно меньших, чем они сами, областях с повышенной интенсивностью протекания деформационных процессов, чему соответствует локальный разогрев образца (на величину до  $0,07 \text{ }^\circ\text{C}$ ), а затем в результате роста выходят на его противоположную грань. При меньших  $\dot{\epsilon}_0$  для зубцов типов В ( $\dot{\epsilon}_0 = 1,67 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ ) и С ( $\dot{\epsilon}_0 = 1,67 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ ) этап зарождения полос не удается обнаружить из-за малой интенсивности выделения тепла в зоне зародыша полосы. Косвенными доказательствами зарождения и роста полос от края образца при этих скоростях растяжения являются возникновение незавершенных полос и их диполей при зубчатости типа С, а также при различных типах зубчатости монотонно неравномерный вдоль длины полосы прирост деформации. Незавершенные полосы начинаются на одной из узких граней образца и обрываются в середине образца. Как правило, незавершенные полосы образуются при практически одновременном возникновении встречной незавершенной полосы, компенсирующей изгиб образца от первой полосы, т. е. в результате образования диполя. Незавершенные полосы могут распространяться как поперек широкой грани образца, так и под углом  $\sim 55^\circ$  к оси растяжения в плоскости широкой грани. О неравномерном увеличении деформации по длине полосы свидетельствует практически всегда наблюдаемое неравномерное возрастание температуры вдоль линии распространения полосы (с перепадами по величине до  $0,50 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Причем такой неравномерный разогрев всегда является однонаправленным (от одного края образца к другому). При последовательном возникновении параллельных полос (как отдельных, так и группирующихся в серии) различные полосы могут иметь противоположно направленный градиент деформации, что соответствует встречному направлению роста полос. Встречно-направленных полос образуется примерно равное количество, что обусловлено необходимостью компенсации изгиба, возникающего из-за появления полос с определенным градиентом деформации по их длине. Такой характер образования полос деформации (в том числе их зарождение и рост, а также возникновение незавершенных полос и их диполей) позволяет интерпретировать полосы как некристаллографический дефект дисклинационного типа.

Также обнаружено, что при статическом нагружении в упругопластической области происходит обусловленное термоупругим эффектом равномерное снижение температуры рабочей части образца. Затем наблюдается равномерное повышение температуры образца, соответствующее макрооднородной деформации. Однако началу ПТ может предшествовать макронеоднородность деформации, не приводящая к потере устойчивости. Такая макронеоднородность проявляется как неравномерный разогрев образца по его длине.

Кроме всего прочего, представленные результаты наглядно демонстрируют, что тепловизионный метод является высокоэффективным инструментом исследования особенностей пластической деформации. В частности, его можно применять для обнаружения процессов и мест макролокализации деформации.

# ОБЩАЯ ФЕНОМЕНОЛОГИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ НЕУСТОЙЧИВОСТИ И НЕОДНОРОДНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Криштал М.М.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», Тольятти, Россия,  
[Krishtal@dd.vaz.tlt.ru](mailto:Krishtal@dd.vaz.tlt.ru)*

Макронеоднородность и неустойчивость пластической деформации – это универсальные взаимосвязанные явления, характерные для подавляющего большинства пластичных материалов, существенно отличающихся по микроструктуре. Поэтому выявление общего для различных материалов механизма этих явлений невозможно на микроуровне и требует перехода к более высокому масштабному уровню. Любая неоднородность пластической деформации, в том числе приводящая к потере устойчивости, может рассматриваться как флуктуация относительно макрооднородной устойчивой деформации. Поэтому основой для разработки общей теории неустойчивости пластической деформации выбран термодинамический анализ зарождения макрофлуктуации деформации и кинетический анализ потери устойчивости деформации с использованием аппарата нелинейной динамики (см. также [1–2]).

Деформационные микроскачки обусловлены дискретной природой пластической деформации на микроуровне и являются микрофлуктуациями по отношению к общей деформационной кривой. Если в зависимости от времени они не нарастают, деформацию следует считать устойчивой. Если микрофлуктуация усиливается с течением времени, выходя на более высокий масштабный уровень, возникает неустойчивость пластической деформации, наблюдаемая на обычной деформационной кривой. При этом можно выделить три основных вида неустойчивости пластической деформации: зуб текучести, прерывистую текучесть (ПТ) и глобальную потерю устойчивости перед разрушением.

В качестве дефекта, способного стать критическим зародышем макрофлуктуации деформации (полосы Людерса, полосы деформации, шейки перед разрушением), рассмотрена ограниченная определенными размерами пластически продеформированная область образца, в которой действует мезоконцентратор напряжений. Такой дефект развивается за счет сконцентрированной в объеме этой области избыточной упругой энергии  $W_1$ , которая компенсируется связанными с зародышем избыточной энергией объемного упрочнения  $W_2$  и избыточной поверхностной энергией  $W_3$ . С учетом различных факторов энергетическое условие начала самопроизвольного роста макрофлуктуации деформации  $\frac{\partial}{\partial a}(W_2 + W_3 - W_1) = 0$  дает необходимые (в том числе для количественных оценок) аналитические выражения для критического зародыша макрофлуктуации деформации. Важно, что процесс образования полосы деформации или полосы Людерса можно рассматривать как зарождение и рост. Предположения о том, что полосы деформации и полосы Людерса зарождаются на концентраторах напряжений высказывались и ранее. Однако в настоящей работе показано, что для развития макролокализации деформации необходима не только некоторая концентрация напряжений, но и образование зародышевой области определенных критических размеров. При этом локализация деформации, как механизм создания новой поверхности, оказывается обязательным условием возникновения критического зародыша.

Однако термодинамическое условие критического зародыша макрофлуктуации деформации является только необходимым, но недостаточным условием для потери устойчивости пластической деформации. Более того, отличия в типах неустойчивости определяются не термодинамикой, а кинетикой процесса. Поэтому с учетом внешних и внутренних факторов нами составлено кинетическое уравнение возмущенного движения относительно опорной деформационной кривой [2]. Учтена зависимость напряжения от деформационного и скоростного упрочнения, локализация деформации, а также эффективная концентрация напряжений, характеризующая уровень структурной неоднородности. В итоге получено нелинейное дифференциальное уравнение второго порядка со структурно-чувствительными коэффициентами, определяемыми для уровня локализации деформации вида  $\ddot{\epsilon}_b + [\alpha + \beta\epsilon_b + \gamma\epsilon_b^2]\dot{\epsilon}_b + [\nu + \chi\epsilon_b]\epsilon_b = 0$ , где  $\epsilon_b$  – величина деформации в полосе,  $\alpha, \beta, \gamma, \nu, \chi$  – комплексные структурно-чувствительные коэффициенты.

В терминах возмущенного движения кинетическая модель описывает устойчивую однородную деформацию, зуб текучести как скачок из одного положения равновесия в другое, ПТ как автоколебания (в том числе различные типы зубцов ПТ) и шейку перед разрушением как глобальную потерю устойчивости. Кинетическая модель позволяет описать переходы от устойчивой деформации к потере устойчивости того или иного вида, а также от одного вида неустойчивости к другому, дает возможность моделировать влияние различных факторов и условий эксперимента на параметры неустойчивости и макронеоднородности пластической деформации. Критерии существования того или иного вида неустойчивости определяются соотношениями структурно-чувствительных коэффициентов исходного уравнения и не требуют привлечения дополнительных гипотез об аномальности механических свойств. В рамках разработанной теории определено, что такие аномальности на макроуровне являются следствием, а не причиной того или иного вида потери устойчивости пластической деформации.

Развиваемый в настоящей работе комплексный подход устанавливает роль и взаимосвязь различных уровней пластической деформации при ее неустойчивости. Микроуровень определяет механизмы релаксации мезоконцентраторов напряжений, локальный рост поверхностной энергии и накопление избыточной плотности дислокаций в объеме зародыша флуктуации деформации. Промежуточные мезоуровни – это зародыш флуктуации деформации и собственно область макролокализации деформации. Потере устойчивости всего образца в целом отвечает макроуровень. Учет локализации деформации и обусловленной этим нелинейности процесса, а также выделение этапов зарождения и роста макрофлуктуации деформации позволяют описать все типы неустойчивости пластической деформации в рамках единого подхода. При этом кинетические условия потери устойчивости реализуются только при наличии начального возмущения, которому физически соответствует критический зародыш макрофлуктуации деформации. Поэтому для неустойчивости деформации обязательно одновременное выполнение термодинамических условий появления критического зародыша макрофлуктуации деформации и общих кинетических условий потери устойчивости.

1. Криштал М.М. Особенности образования полос деформации при прерывистой текучести // ФММ. 1993. Т.75. Вып.5. С. 31-35
2. Криштал М.М. Взаимосвязь неустойчивости и мезоскопической неоднородности пластической деформации. Сообщения I, II // ФММ. 2001. Т.92. № 3. С. 89-112

# ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ФОРМИРОВАНИЯ И РАЗВИТИЯ СТРУКТУРЫ В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Криштал М. М.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», Тольятти, Россия,  
[Krishtal@dd.vaz.tlt.ru](mailto:Krishtal@dd.vaz.tlt.ru)*

Пластическую деформацию можно рассматривать как многоуровневый релаксационный процесс, по мере развития которого постоянно повышается его масштабный уровень от микроскопического, соответствующего перемещению отдельных дислокаций, а затем дислокационных ансамблей, до мезо- и макроскопического, связанных с движением объемных структурных элементов и трансляционно-ротационных вихрей (см., например, [1, 2]). Такой процесс воспринимается как самоорганизация, однако, является детерминированным. На малых временных интервалах при рассмотрении одного деформационного механизма, связанного с действием одного типа дефектов, целесообразно использовать представления о диссипативных структурах [3]. Однако на больших временных интервалах возникающие и сменяющие друг друга деформационные структуры отличаются от диссипативных строго определенным направлением их формирования и развития, а также относительной стабильностью в изолированном состоянии после прекращения формирующего структуру энергопотока (после снятия нагрузки структура материала длительное время в основном сохраняется). Поэтому следует выделять общие причины, обуславливающие этот и подобные ему релаксационные процессы.

Разложим  $i$ -й ( $i = 1, 2, 3, \dots, n$ ) неравновесный процесс на равновесную и неравновесную независимые составляющие (возможность этого обоснована в [4]). Первая из них характеризуется равномерными изменениями во всей системе  $i$ -го свойства и соответствующей экстенсивной координаты процесса  $\Theta_i$ . Вторая – выравниванием того же свойства в различных частях системы при неизменном  $\Theta_i$ . Определим экстенсивную координату неравновесного процесса  $Z_i$ . Пусть в термодинамической системе заданы поля плотности  $\Theta_{iv} = \partial\Theta_i/\partial V$  ( $V$  – объем). Любое отклонение распределения  $\Theta_{iv}$  от равновесного  $\Theta_{iv} = \bar{\Theta}_{iv} = const$  изменяет положение центра величины  $\Theta_i$  в фазовой системе координат  $(x, y, z, \Theta_{iv})$ , определяемое в неравновесном и равновесном состояниях радиус-векторами  $\vec{r}_{iC}$  и  $\vec{r}_{iC}^*$ . Степень отклонения от равновесия можно связать с величинами  $\Delta\vec{r}_i = \vec{r}_i - \vec{r}_i^*$  и  $\Delta r_{i\Theta} = r_{i\Theta} - r_{i\Theta}^*$  ( $\vec{r}_i$ ,  $\vec{r}_i^*$  и  $r_{i\Theta}$ ,  $r_{i\Theta}^*$  – проекции  $\vec{r}_{iC}$  и  $\vec{r}_{iC}^*$  на пространство  $(x, y, z)$  и ось  $\Theta_{iv}$ ). Характеризующая неравновесность термодинамическая координата  $Z_i$  в состоянии равновесия должна обращаться в ноль, обладать аддитивностью и не зависеть от  $\Theta_i$ . Поэтому удобно принять  $Z_i = 2\Delta r_{i\Theta} \cdot \Theta_i = \int_V (\Theta_{iv}^2 - \bar{\Theta}_{iv}^2) dV$ .

Разбивая систему на  $m$  подсистем, в каждой из которых действует по одному  $j$ -му потоку, вектор координаты  $\vec{Z}_{ij}$  для  $j$ -го потока  $i$ -го свойства определим как  $\vec{Z}_{ij} = Z_{ij} \cdot (\Delta\vec{r}_{ij}/|\Delta\vec{r}_{ij}|)$ , где  $\Delta\vec{r}_{ij}$  – вектор смещения центра  $j$ -й части  $\Theta_i$  в пространстве  $(x, y, z)$ . При отклонении распределения  $\Theta_{iv}$  от равновесия возникает избыточная энергии  $i$ -го типа  $\Delta U_i = \bar{X}_i Z_i$  ( $\bar{X}_i$  – среднеинтегральное значение термодинамической силы  $i$ -го неравновесного процесса).

В изолированной системе  $\Delta U_i$  стремится к нулю. Часть внутренней работы, приводящую к равномерному повышению дефектности (деградации) структуры и к выделению определенного количества теплоты  $\Delta Q$ , следует считать диссипативной. Другая часть внутренней работы связана с релаксационным структурообразованием, что можно пояснить следующим образом. Структура характеризуется определенным распределением данного свойства системы. При уменьшении  $Z_i$  может происходить переход части энергии  $i$ -й формы в энергию  $j$ -й формы. Тогда,  $\Delta U_i + \Delta U_j + \Delta Q_{ij} = 0$  ( $\Delta Q_{ij}$  – потери на диссипацию при переходе  $\Delta U_i \rightarrow \Delta U_j$ ). Таким образом, в изолированной системе может наблюдаться увеличение неравновесности  $j$ -го свойства за счет уменьшения (релаксации) неравновесности другого  $i$ -го свойства. В то же время, в открытой системе возможно постоянное увеличение  $\Delta U_i$ , компенсирующее потери  $\Delta Q_{ij}$ , что, однако, не может вызывать процесс, обратный релаксации. Именно поэтому релаксацию нельзя отождествлять с диссипацией.

При пластической деформации мезоскопическая концентрация напряжений, задаваемая эффективной величиной  $k$  и характеризующая структурную неоднородность, обуславливает появление при внешней нагрузке избыточной упругой энергии  $\Delta U_e$ . В отсутствие внешней нагрузки  $\Delta U_e = 0$ : мезоконцентраторы обеспечивают  $\Delta U_e > 0$  только при внешнем нагружении. То есть исходная структурная неоднородность программирует определенное перераспределение вводимой энергии в направлении создания неравновесности, что предопределяет в заданных условиях нагружения дальнейший процесс структурообразования. (Внутренние остаточные напряжения могут быть учтены как дополнительный фактор, что, однако, не влияет на общие выводы.) Неоднородность плотности дислокаций  $\rho$  обуславливает возникновение избыточной энергии  $\Delta U_p$ . При релаксации мезоконцентраторов напряжений снижается  $\Delta U_e$ , за счет чего растет неоднородность распределения  $\rho$  и величина  $\Delta U_p$ . (При деформировании рост напряжения течения компенсирует уменьшение  $k$ , приводя к росту  $\Delta U_e$ .) С увеличением среднего значения  $\rho$  последовательно изменяются равновесные дислокационные конфигурации [2], вызывая появление избыточной энергии  $\Delta U_p^*$ , связанной с неравновесностью существующей дислокационной конфигурации. Описанный процесс характеризуется переходом  $\Delta U_e \rightarrow \Delta U_p + \Delta U_p^*$ . В свою очередь, уменьшение  $\Delta U_p$  и  $\Delta U_p^*$  вызывает перемещение дислокационных ансамблей как потоков плотности дислокаций, обуславливая перестройку дислокационной структуры и структуры на мезоуровне. Переход  $\Delta U_e \rightarrow \Delta U_p + \Delta U_p^*$  сопровождается изменением формы распределений величин  $k$  и  $\rho$  в направлении укрупнения масштаба неоднородности, что также является термодинамически обусловленным и следует из анализа относительного изменения релаксационных потоков в системе.

Для полинеоднородной термодинамической системы (с одним и более экстремумов распределения  $\Theta_{iv}$ ) можно показать, что по мере развития релаксационных процессов число потоков в ней постоянно уменьшается, а средний характеристический размер области действия отдельного потока растет. Происходит укрупнение радиуса корреляции (масштаба) структурной неоднородности и структурообразующего процесса, что развивается как нелинейный процесс одновременного приближения к локальному и общему равновесию, при котором локальное равновесие в отдельных частях системы достигается раньше, чем общее.

Такой процесс в целом является релаксационным и термодинамически обусловленным, что дает основания считать его термодинамической самоорганизацией релаксационного типа. Особый интерес представляет рассмотрение процесса релаксации в полинеоднородной системе, обладающей пространственно иерархическим (например, фрактальным) распределением плотности  $\Theta_{iv}(V)$  величины  $\Theta_i$ . Можно показать, что по ходу релаксации будет происходить последовательное подавление потоков, начиная с потоков, соответствующих последней итерации при построении фрактала, а также слияние пиков плотности  $\Theta_{iv}(V)$  в той же последовательности – от последней итерации к первой. В целом, исходная пространственная иерархическая (фрактальная) структура  $i$ -го свойства обуславливает пространственно-временную иерархию релаксационного процесса структурообразования и, при определенных условиях, может приводить к возникновению иерархической (фрактальной) структуры  $j$ -го свойства. Применительно к пластической деформации и структуре материалов это объясняет возникновение иерархической деформационной структуры, укрупнение масштабного уровня процесса деформации по ходу ее развития и появление фрактальности деформированной поверхности и поверхности разрушения.

Необходимо отметить, что релаксационные процессы на одном масштабном уровне могут различаться как «быстрые» и «медленные», первые из которых могут, а вторые не могут приводить к потере устойчивости пластической деформации. Такое отличие задается одновременно термодинамическими и кинетическими факторами [5].

Таким образом, в неравновесных системах, наряду с динамической [3], возможна термодинамическая самоорганизация релаксационного типа, которая присуща пластической деформации как релаксационному процессу. Такая самоорганизация выражается в укрупнении масштабов структурной неоднородности и структурообразующего процесса и обусловлена стремлением к нулю избыточной энергии, являющейся функцией неоднородности соответствующего ей свойства. В целом исходная структура при пластической деформации при заданном режиме нагружения полностью задает процесс структурообразования. Именно поэтому этот процесс является детерминированным и термодинамически обусловленным.

1. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: в 2 т. / Панин В.Е., Егорушкин В.Е., Макаров П.В. и др.– Новосибирск: Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 1995.– Т. 1.– 298 с.– Т. 2.– 320 с.
2. Конева Н.А., Козлов Э.В. Физическая природа стадийности пластической деформации // Структурные уровни пластической деформации и разрушения.– Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1990. С. 123–186
3. Николис Г., Пригожин И. Самоорганизация в неравновесных системах: От диссипативных структур к упорядочению через флуктуации.– М.: МИР, 1979.– 512 с.
4. Эткин В.А. К термодинамической теории нелинейных необратимых процессов // ЖФХ. 1985. Т. LIX. № 3. С. 560–566
5. Криштал М.М. Общая феноменологическая теория неустойчивости и неоднородности пластической деформации // В этом же Сборнике

## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ БЕТОНОВ

Перфилов В.А.

*Волгоградская государственная архитектурно-строительная академия,  
Волгоград, Россия,  
[postmaster@vgasa.ru](mailto:postmaster@vgasa.ru)*

До настоящего времени ещё не разработана единая надёжная универсальная методика, связывающая прочность, упругие свойства и другие характеристики бетона. Поэтому актуальными становятся задачи установления эмпирических зависимостей и оценки их надёжности.

Наиболее информативными параметрами бетона являются характеристики механики разрушения, которые определяются прямыми испытаниями в условиях стабильного уровня нагружения, поддерживающего медленный рост трещин. Чувствительность к медленному росту трещин наиболее удобно выражать временем до разрушения при действии постоянной внешней нагрузки. Акустический метод и методы механики разрушения позволяют количественно оценивать развитие малых, ранее существовавших, и более крупных трещин в бетоне. Однако определение характеристик трещиностойкости по этим методикам при относительно высокой точности требует значительных затрат на изготовление образцов, разработку специального оборудования с применением высокочувствительной дорогостоящей аппаратуры. Такие испытания целесообразно проводить при исследовании новых материалов с неизвестными физико-механическими характеристиками.

Простым и надёжным способом определения характеристик трещиностойкости и долговечности бетонов является испытание стандартных образцов на прочность при различной скорости нагружения. При этом полученные значения параметра трещиностойкости  $n$  практически совпадают с аналогичными величинами, определяемыми методами механики разрушения. В случае несоответствия вышеуказанных параметров, полученных по разным методикам, для дальнейших расчётов принимаются те значения, которые дают минимальный результат времени до разрушения. Для проведения испытаний бетона на прочность в широком интервале скоростей нагружения применялась специально разработанная установка.

В результате проведения многочисленных исследований были определены значения  $n$  для различных видов и составов бетонов. Это послужило основой для получения корреляционной зависимости между коэффициентом динамического упрочнения  $K_{д.у}$  и показателем трещиностойкости  $n$ , который в дальнейшем, наряду с другими параметрами, используется при определении времени до разрушения. Анализ полученной тарировочной кривой показал, что чем больше изменяется прочность с возрастанием скорости нагружения, тем медленнее происходит развитие трещин в бетоне и в конечном итоге - менее хрупкое разрушение. Чем меньше образец подвержен изменению прочности с повышением скорости нагружения, тем выше граница его микро- и макро-трещинообразования и ему присуще более хрупкое разрушение при действии максимальной нагрузки.

Полученные экспериментальные данные о процессе разрушения различных видов и составов бетона с использованием методов механики разрушения, акустической эмиссии и закономерностей роста трещин при различной скорости нагружения позволили построить диаграмму их предельного механического состояния.

## НОВЫЕ СИНЕРГЕТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ В ФИЗИКЕ ПЛАСТИЧНОСТИ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ РАЗЛИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А.К.

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

Деформируемый материал является открытой диссипативной системой, в которой возникает большое количество диссипативных процессов и самоорганизующихся структур (дефектов), кинетика которых определяет закономерности пластической деформации и разрушения. Пластическая деформация металлов и сплавов развивается обычно крайне неоднородно во времени и по объему кристалла на разных взаимосвязанных уровнях локализации деформации, содержащих большое число взаимодействующих дефектов: вакансий, дислокаций, границ зерен, микротрещин и др. Каждый микромеханизм деформации играет основную роль в определенных термомеханических условиях, задаваемых критическими значениями параметров: напряжений, температуры, плотности дефектов и т.п., и образует различные пространственные и временные диссипативные структуры плотности дефектов (автоколебательные, волновые и др.).

Предложена новая синергетическая модель низкотемпературной скачкообразной деформации металлов и сплавов. Показано, что существует конечное время развития саморазогрева линии скольжения, благодаря теплу, выделяемому движущимися дислокациями, что, однако, не приводит к появлению макроскачков деформации. Только самоорганизация системы линий скольжения, благодаря термоупругим волнам, приводит к возникновению автоколебательной низкотемпературной деформации металлов. Исследована система уравнений кинетики для плотности подвижных дислокаций и критических скоплений, динамики дислокаций, деформирования образца в машине. Установлено, что в системе существуют две стационарные точки типа узел - седло и седло - неустойчивый фокус. Найдено, что при превышении критической плотности неустойчивых линий скольжений, обратной температуры и размера зерен в системе происходит самоорганизация и зарождение стохастических автоколебаний. Наблюдается согласие между теоретическими оценками критической температуры, размера зерен, образца, средней частотой скачков и экспериментальными данными.

Построена новая синергетическая модель эффекта структурной сверхпластичности на основе статистической модели кинетики решеточных дислокаций и зернограничных квазидислокаций. Исследована система уравнений кинетики дислокаций, квазидислокаций, плотности стимулированного зернограничного проскальзывания, деформирования образца в машине. Установлено, что существуют три стационарных состояния системы: два типа узел - седло, третье - типа седло - фокус. Показано, что существуют критические значения параметров: оптимальные интервалы температуры и скорости деформирования, максимальный размер зерен, плотность зернограничных дислокаций, когда в системе возникает самоорганизация кооперированного зернограничного проскальзывания, стимулированного внутризерненным решеточным скольжением в виде волнового фронта («бегающей шейки»), разделяющего два устойчивых состояния с минимальной и максимальной плотностью зернограничных квазидислокаций. Рассчитаны кривая деформирования, коэффициент скоростной чувствительности, критические параметры и сопоставлены с экспериментальными данными.

## СИНЕРГЕТИКА И МИКРОМЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А.К.

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

В настоящее время разрабатывается подход к процессу разрушения и долговечности конденсированных сред на основе неравновесной термодинамики, синергетики и теории фракталов. Установлено, что кинетика процесса разрушения включает стадии: «взрывообразного» зарождения микротрещин уже на пределе текучести, образование и рост макротрещины.

Рассмотрена синергетическая модель зарождения микротрещины в деформируемой решетке. Показано, что образование микротрещины представляет собой процесс самоорганизации неравновесной фононной системы деформируемого кристалла и возникновение коллективных мод движения в кинетике фононной системы. Процесс зарождения протекает по типу кинетического перехода и может быть описан в рамках формализма Гинзбурга - Ландау. В нагруженной решетке распределение флуктуаций в фононной подсистеме кристалла перестает быть Гауссовым. Вблизи критической точки возникают длинноволновые корреляции макроскопических флуктуаций, отвечающие коллективному движению групп атомов и подчиняющие себе атомную структуру. Образование таких критических мод представляет зарождение микротрещины. Время зарождения определяется временем накопления упругой энергии в критической фононном пакете до величины собственной упругой энергии микротрещины. Сформулированы силовые и энергетические условия гомогенного зарождения микротрещины. Построена система уравнений кинетики фононов, критической моды. Полученные выражения для времени зарождения, силовых и энергетических условий образования микротрещины обобщают имеющиеся микроскопические оценочные выражения. Проведено сравнение с экспериментальными данными.

Как известно, кинетика развития микротрещин и их слияния в магистральную критическую трещину определяют пластичность материалов. Общее термодинамическое соотношение, позволяющее вычислить пластичность, показывает, что разрушение наступает, когда скорость производства энтропии, благодаря слиянию микротрещин, превысит скорость производства энтропии от других диссипативных деформационных процессов (вакансионных, дислокационных и др.). Показано, что общий синергетический подход должен основываться на системе уравнений кинетики вакансий, дислокаций, микротрещин и др. дефектов. Появление бифуркации решений кинетических уравнений при критических значениях параметров: напряжений, плотности дефектов, микротрещин, температуры будет описывать зарождение макротрещины и определять пластичность материала. Записана система кинетических уравнений для случая сверхпластической деформации металлов, проведен ее анализ. Построены диаграммы бифуркации решений системы уравнений. Получено, что при сверхпластической деформации возникает стационарный волновой фронт стимулированного зернограницного проскальзывания, который двигается по образцу («бегающая шейка»). Показано, что при сверхпластичности в волновом фронте устанавливается стационарная плотность микротрещин, т.е. не возникает критической плотности микротрещин, когда возможно образование макротрещины, разрушающей образец. Поэтому сверхпластичность определяется полным геометрическим истощением поперечного размера образца.

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО РАЗРУШЕНИЯ ДАЛЬНЕГО АТОМНОГО ПОРЯДКА В УПОРЯДОЧЕННЫХ СПЛАВАХ И ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ

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

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

[svs@oof.tisi.tomsk.su](mailto:svs@oof.tisi.tomsk.su)

В работе изучено явление разрушения дальнего атомного порядка при пластической деформации. Экспериментальные исследования проводились на сплавах Au<sub>3</sub>Cu, Cu<sub>3</sub>Pt, Ni<sub>3</sub>Fe, Ni<sub>3</sub>Al (сверхструктура L1<sub>2</sub>), Cu<sub>3</sub>Pd (L1<sub>2</sub>(M)) и Au<sub>4</sub>Zn (L1<sub>2</sub>(MM)). Методом рентгенодифракционного анализа изучалось изменение при деформировании параметра дальнего порядка (ПДП), размеров антифазных доменов, параметра кристаллической решетки и других структурных характеристик сплавов. Проанализировано влияние на этот процесс исходного структурного состояния и физических характеристик сплавов, выявлена связь между понижением упорядоченности и изменением тонкой структуры.

В процессе пластической деформации упорядоченных сплавов происходит накопление дефектов кристаллической решетки, приводящее к понижению степени упорядоченности материала, которое сопровождается увеличением площади антифазных границ (АФГ) и появлением разупорядоченной фазы. В сплавах с низкой энергией упорядочения наблюдается интенсивное уменьшение дальнего порядка с деформацией, так что после деформации 0,6-0,8 сплавы переходят в полностью разупорядоченное состояние. Столь же интенсивно разрушение порядка в сплавах с периодической антифазной доменной структурой. В сплаве Ni<sub>3</sub>Al с высокой энергией упорядочения процессы разрушения дальнего порядка под воздействием деформации в значительной мере подавлены, даже при деформации порядка 0,9 ПДП понижается не более, чем до 0,8.

Сопоставление изменения ПДП и плотности АФГ позволяет утверждать, что важным фактором уменьшения степени упорядоченности материала являются генерируемые при деформации антифазные (границы антифазных доменов) и нефазные границы (дислокационные стенки, дислокационные скопления, вызывающие разориентировку, дефекты упаковки). Следует отметить их значительную дефектность по сравнению с термически образованными границами.

Для объяснения разрушения дальнего атомного порядка в сплавах со сверхструктурой L1<sub>2</sub> под воздействием пластической деформации рассмотрены механизмы, приводящие к этому явлению. Предложена математическая модель, описывающая разрушение дальнего атомного порядка, обусловленное 1) размножением термических АФГ; 2) образованием трубок АФГ на сверхдислокациях; 3) переползанием краевых дислокаций; 4) накоплением сверхдислокаций; 5) движением одиночных дислокаций; 6) деформационными точечными дефектами; 7) накоплением дислокационных стенок.

# ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОБРАЗОВАНИЯ ЗАКРИТИЧЕСКИХ КЛАСТЕРОВ С НЕКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ ПРИ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Скиданенко В.И., Викарчук А.А., Воленко А.П., Довженко О.А.

*Тольяттинский государственный университет*

Кинетике зародышеобразования и роста сплошного катодного осадка при электрокристаллизации посвящено много экспериментальных и теоретических работ. Но этот процесс очень чувствителен к условиям электрокристаллизации, и существующие теории не могут охватить весь объем частных вопросов. В работе показано, что на индифферентных подложках в гальваностатическом режиме электроосаждения меди при малых плотностях тока трехмерный кристаллический зародыш не образуется, но формируются некристаллические кластеры; из них в последствии образуется катодный осадок, состоящий преимущественно из пентагональных кристаллов. Экспериментально установлено, что число островков роста относительно невелико ( $\sim 10^9$  шт/м<sup>2</sup>), вследствие чего их рост на индифферентной подложке продолжается длительное время практически без слияния, т.е. аналогично объемной кристаллизации, из раствора в условиях потока атомов к островку роста. Характерно, что распределение устойчивых островков роста равномерное для разных моментов времени. Кроме крупных островков роста, из которых формируются пентагональные кристаллы, наблюдаются также более мелкие, правильной геометрической формы, относительное число которых уменьшается со временем. Можно считать, что в определенный момент времени на подложке фактически образуется новый электрод, состоящий из дискретных участков осаждаемого материала, которые экранируют и прекращают рост более мелких кристаллов. При этом эффективная поверхность электроосаждения станет равна поверхности катода задолго до слияния кристаллов в покрытие. На практике реализуется цепочка: кластер – островок роста – микрокристалл – пентагональный кристалл – покрытие из них. Для этого частного случая в работе предлагается теоретическая модель формирования закритических зародышей – кластеров, из них островков роста с некристаллической структурой до момента их срастания, из которых впоследствии вырастают пентагональные кристаллы.

Для описания перехода зародышей в закритическую область обычно рассматривают механизм броуновского блуждания в пространстве размеров зародышей:  $n \rightarrow n+1$  и  $n \rightarrow n-1$ , что дает известное уравнение Эйнштейна – Фоккера – Планка. В работе показано, что в рассматриваемом случае функцию распределения докритических кластеров можно считать пуассоновской. Она относится только к неустойчивым зародышам. Учитывая, что при гальваностатическом режиме перенапряжение изменяется по сложному закону, размеры критических зародышей зависят от перенапряжения, и рост устойчивых зародышей уменьшает число активных центров. В работе получена система уравнений для численного расчета зависимости количества устойчивых зародышей и их максимального размера от времени; результаты решения хорошо согласуются с экспериментом. Используя квазиравновесное приближение, показано, что при данных условиях электролиза выгодным является рост агрегатов, имеющих максимальную поверхность, что делает пентагональную симметрию более предпочтительной и способствует образованию пентагональных кристаллов с дефектами.

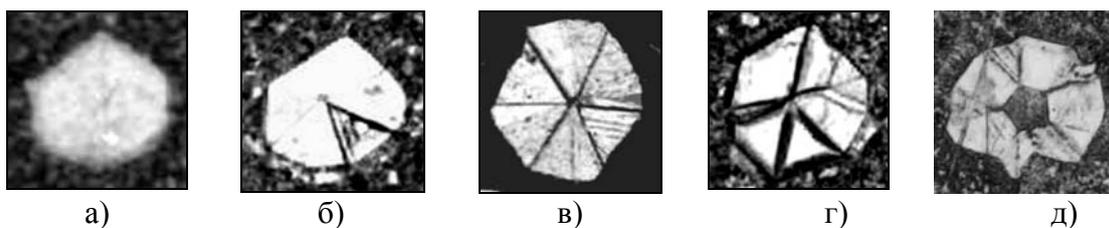
## ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ФОРМИРОВАНИЯ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ ИЗ ОСТРОВКОВ РОСТА

Воленко А.П., Скиданенко В.И., Тюрьков М.Н., Бондаренко С.А.

*Тольяттинский государственный университет*

В работе с помощью сканирующего электронного микроскопа изучена кинетика разрастания островков роста на индифферентных подложках в гальваностатическом режиме при малых плотностях тока. Показано, что формирование катодного осадка меди проходит последовательно этапы: образование трехмерных некристаллических кластеров, имеющих декаэдрическое или икосаэдрическое расположение атомов; сферических островков роста с некристаллическим строением; микрокристаллов с дефектами, а из них пентагональных кристаллов и кристаллов с ГЦК-решеткой (рис.1). В работе обсуждаются теоретические аспекты формирования как кристаллов с пентагональной симметрией, так и кристаллов с обычной ГЦК – решеткой.

В островках роста с неупорядоченной структурой при достижении определенных критических размеров начинается их кристаллизация (рис.1а,б). При рассмотрении кинетики формоизменения надо учитывать не только массообмен, но и выделение тепла при электроосаждении, а также теплообмен с электролитом, подложкой и внутренней областью островка роста. Причем процесс теплообмена может принципиально изменить процесс электрокристаллизации. Для начала фазового превращения необходимо равенство термодинамических потенциалов аморфного и кристаллического состояния. Исходя из этого, получено неравенство, из анализа которого следует, что возможны два механизма кристаллизации. Если теплообмен островка роста с подложкой обеспечивает более низкую температуру у основания, то кристаллизация идет изнутри. Это возможно при достаточно большой площади контакта островка с подложкой (теплопроводность подложки много меньше теплопроводности материала осадка). В результате образуются кристаллы с ГЦК-решеткой. При этом некристаллические островки роста разбиваются на тетраэдрические области, находящиеся в двойниковом положении относительно друг друга (рис.1в).



*Рис.1 Кинетика образования кристаллов*

Если же площадь контакта мала, как показывает аналитическое решение задачи, кристаллизация идет с поверхности островка. В результате в центре островка образуется дисклинация (рис.1б,г), энергия которой при малых размерах области сравнима с энергией дислокации. Минимальный размер островка, когда начинается кристаллизация, зависит от плотности тока, температуры фронта кристаллизации. Для случая кристаллизации с поверхности получено уравнение теплового баланса, из которого следует, что кристаллизация будет протекать быстрее, если будет образовываться пентагональная симметрия (рис.1д).

## РАСЧЕТ ДИФфуЗИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В ПОКРЫТИЯХ РЕАЛЬНЫХ СИСТЕМ

Гончаров В.С., Данилов В.А.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

В реальных условиях эксплуатации упрочняющих покрытий имеет место диффузионное взаимодействие в многокомпонентных системах. Для прогнозирования и повышения ресурса эксплуатации изделий с упрочняющими покрытиями необходимо знание параметров диффузионного взаимодействия в многокомпонентных системах покрытий. Свойства различных деталей тепловых установок, работающих в условиях знакопеременных нагрузок и температур, зависят от качества насыщения поверхности многокомпонентными элементами и их физико-химического взаимодействия с внешней средой. Процессы насыщения и взаимодействия в значительной степени обусловлены диффузией атомов материала покрытия и деталей.

Основными задачами исследования диффузионных процессов в сплавах являются определение коэффициентов диффузии по концентрационным кривым, полученным в результате эксперимента, и прогнозирование физико-химических процессов по известным коэффициентам диффузии.

Для исследования взаимодействия компонентов в упрочняющих покрытиях и защитных слоях, реализуемых в реальных технологических процессах упрочнения штампового, режущего инструмента, деталей ГТД, в данной работе разработан метод и составлена программа для расчета коэффициентов диффузии в бинарных и многокомпонентных системах с применением конечно-разностной аппроксимации.

Сам же процесс равновесного насыщения длится десятки часов и зависит от кинетики диффузионных процессов, поэтому для интенсификации процесса получения упрочняющих покрытий используются нестационарные условия насыщения (циклические температуры, напряжения и т.д.)

Следовательно, для исследования процесса насыщения необходимы данные по коэффициентам диффузии в реальных процессах. Коэффициенты диффузии зависят от температуры, состава, градиента концентрации, компонентов напряженного состояния и дефектов структуры. Задача определения параметров диффузионного взаимодействия - это исследование многофакторной системы.

Известные в литературе лучшие работы по исследованию диффузионных процессов имеют точность расчета параметров взаимодействия не выше 30% в стационарных условиях эксперимента [1,2].

Расчет коэффициентов диффузии по экспериментальным концентрационным кривым производился, в основном, методами Матано и Холла, область применения которых ограничена, а для многокомпонентных известен лишь небольшой набор решений при постоянном коэффициенте диффузии.

В данной работе был предложен численный итерационно-разностный метод расчета коэффициентов диффузии в бинарных и многокомпонентных системах, основанный на прямом интегрировании уравнения диффузии сеточными методами при заданных начальных и граничных условиях, которые определяются реальными технологическими процессами.

1. Гуров К.П. Процессы взаимной диффузии в сплавах. - М.: Наука, 1973. – 359с.
2. Гегузин Я.Е. Диффузионная зона. – М.: Наука, 1979. – 344с.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СПИНОВЫХ СТЕКОЛ

Лесных Ю.И.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

В последнее время спиновые стекла являются объектом интенсивных теоретических и экспериментальных исследований. Состояние спинового стекла возникает в магнитных системах с хаотическим распределением ферро- и антиферромагнитных взаимодействий. Спиновым стеклом называют систему спинов без ферро- или антиферромагнитного упорядочения даже в среднем, в которой спины выстроены (“заморожены”) вдоль направлений, изменяющихся случайным образом при переходе от спина к спину. Типичным спиновым стеклом является слабо концентрированный раствор Fe в Au, в котором ионы железа хаотично распределены по всему объему вещества, а знак и величина обменного взаимодействия зависят от расстояния между ними. Возможна другая ситуация, когда все магнитные ионы одного типа расположены строго периодически в узлах кристаллической решетки, а величина и знак обменного взаимодействия между ними заданы случайным образом. Такой случай описывается моделью случайных связей, которая является наиболее разработанной в настоящее время. Однако подавляющее большинство известных спиновых стекол (AuFe,  $\text{Eu}_x\text{Sr}_{1-x}\text{S}$  и т.д.) формально не соответствует указанной модели вследствие хаотичного пространственного распределения магнитных ионов. Уникальным объектом в этом смысле являются спиновые стекла системы  $\text{Zn}_x\text{Cd}_{1-x}\text{Cr}_2\text{Se}_4$ .

Монокристаллы системы  $\text{Zn}_x\text{Cd}_{1-x}\text{Cr}_2\text{Se}_4$  ферромагнитны при  $x < 0,3$ , антиферромагнитны при  $x > 0,5$ , а при  $x = 0,4$  являются спиновыми стеклами. Магнитная подсистема этих спиновых стекол образована магнитными ионами одного типа  $\text{Cr}^{3+}$ , расположенными строго периодически в октаэдрических позициях шпинельной кристаллической структуры, и только случайное расположение диамагнитных ионов  $\text{Cd}^{2+}$  и приводит к пространственным флуктуациям знаков и величин взаимодействия между 3d-ионами  $\text{Cr}^{3+}$ . Такая магнитная система соответствует именно модели “случайных связей”.

Кроме того, спиновые стекла системы  $\text{Zn}_x\text{Cd}_{1-x}\text{Cr}_2\text{Se}_4$  обладают кубической магнитокристаллической анизотропией, величину которой можно плавно изменять от  $10^3$  до  $10^5$  эрг/см<sup>3</sup> путем легирования небольшим количеством серебра (Ag 5 мол. %). Поэтому, исследуя образцы с разной концентрацией примеси Ag, можно экспериментально проследить влияние магнитокристаллической анизотропии на свойства спиновых стекол. Это исследование представляет особый интерес, т.к. большинство авторов считают, что релаксация остаточной намагниченности спиновых стекол описывается именно степенным законом. Однако трудность определения параметров степенного закона привела к тому, что, несмотря на интенсивные исследования релаксационных процессов остаточной намагниченности спиновых стекол, параметры закона релаксации были найдены только для насыщенной остаточной намагниченности.

Анизотропные спиновые стекла системы  $\text{Zn}_x\text{Cd}_{1-x}\text{Cr}_2\text{Se}_4$  являются более “магнитовязкими” в том смысле, что их остаточная намагниченность существенно больше, и релаксирует она медленнее, чем остаточная намагниченность слабо анизотропных спиновых стекол данной системы. Учитывая, что исследованные спиновые стекла имеют тождественную кристаллическую структуру, можно сделать вывод, что именно кубическая магнитокристаллическая анизотропия ответственна за то, что у сильно анизотропных спиновых стекол системы  $\text{Zn}_x\text{Cd}_{1-x}\text{Cr}_2\text{Se}_4$  температура “замерзания” выше, остаточная намагниченность больше и релаксирует медленнее, чем у слабо анизотропных спиновых стекол данной системы.

## МЕХАНИЗМЫ ДИФФУЗИИ В ТВЕРДОМ ТЕЛЕ

Лесных Ю.И.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

Составляющие тело атомы находятся в непрерывном движении, мерой которого служит его температура. Атомы твердого тела совершают колебания вокруг своего положения равновесия в узлах или междоузлиях решетки. Однако существует вероятность того, что в процессе колебательного движения атом приобретает кинетическую энергию, достаточную для разрыва связей с окружающими его атомами. При благоприятных условиях он переходит из своего узла в одно из ближайших междоузлий или в вакантный узел, если такой оказывается в непосредственной близости.

Но каким образом могут перемещаться атомы? Ведь хорошо известно: нет пустоты – нет и перемещения.

Пустые места в решетке всегда есть. Под ними понимают как окта- и тетрапустоты, так и вакансии.

Гранецентрированная кубическая решетка представляет собой один из вариантов плотнейшей упаковки атомов одинакового размера, при котором каждый атом второго слоя расположен над лунками первого слоя. Коэффициент компактности такой упаковки, оцениваемый по отношению суммарного объема пространства, занятого атомами элементарной ячейки, ко всему ее объему наибольший.

Примерно немногим более 25% пространства, занятого кристаллом, приходится на пустоты между шарами. Эти пустоты относятся к двум типам. Одни пустоты расположены между четырьмя соприкасающимися атомами и представляют собой лунку между тремя шарами одного слоя, прикрытую шаром следующего слоя. Центры этих четырех шаров образуют тетраэдр, поэтому и пустота называется тетраэдрической. В тетраэдрическую пустоту можно вписать сферу радиусом  $0,22r$ , где  $r$  - радиус атомов в узлах решетки. Эти пустоты находятся на пространственных диагоналях куба на расстоянии  $1/4$  диагонали от вершины элементарной ячейки.

Другие пустоты расположены между шестью соприкасающимися шарами: три шара в одном слое находятся над тремя шарами другого слоя так, что лунки двух слоев образуют одну большую пустоту. Центры этих шаров расположены по вершинам октаэдра и поэтому пустота между ними называется октаэдрической. В октаэдрическую пустоту можно вписать сферу радиусом  $0,41r$ , так что небольшим по размерам атомам есть куда прятаться. При этом их перемещение может быть реализовано с помощью одного из диффузионных механизмов: кольцевого (обменного), междоузельного, либо механизма вытеснения и краудсионного механизма или вакансионного механизма. Рассмотрим вкратце общепринятые механизмы диффузии в твердых телах. Кольцевой (обменный) механизм диффузии – самодиффузия в металлах и сплавах – он является результатом простого обмена двух ближайших соседей. Междоузельным механизмом называется такой механизм диффузии, при котором атом переходит из одного положения в другое, не попадая при этом в узлы кристаллической решетки. Механизм вытеснения и краудсионный – это два механизма, которые логически объединены последовательным вытеснением атомов из одной позиции в другую. Вакансионный механизм это когда во всех кристаллах некоторые узлы решетки оказываются вакантными. Концентрация незанятых атомами узлов экспоненциально возрастает с температурой. Эти узлы обычно называются вакансиями или дырками. Если один из соседних атомов займет дырку, то говорят, что он диффундирует по вакансионному механизму.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ В ПОЛЕ ТЕМПЕРАТУРНОГО ГРАДИЕНТА

Лесных Ю.И.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

Невозможность получения материалов вследствие реализации ограничений по области несмешиваемости твердых растворов и по условию молекулярности расплава, привело к созданию пятикомпонентных твердых растворов, позволяющих выращивать изопериодные гетероструктуры с высоким кристаллическим совершенством.

Переход на пятикомпонентные твердые растворы позволяет повысить совершенство гетероструктур. Несомненным достоинством этих материалов является возможность независимого управления шириной запрещенной зоны, периодом кристаллической решетки и температурным коэффициентом линейного расширения. Однако в общем случае для реализации основных преимуществ пятикомпонентных твердых растворов необходим надежный прогноз их свойств.

Структурное совершенство гетеропары, а в конечном итоге и эффективность, зависит от целого ряда факторов, которые влияют на температуру фазовых превращений и характер кристаллизации в системах твердых растворов. Это неравновесность многокомпонентной жидкой фазы по отношению к бинарной подложке, влияние на фазовое равновесие напряжений на гетерогранице. Необходимо моделирование кристаллизационного процесса с учетом всех этих факторов для получения гетероструктур с заданными свойствами. Строгий учет данных факторов возможен на основе уже имеющихся данных по пятикомпонентным системам и с использованием всех известных модельных представлений. Составление схемы для расчета основных параметров процесса эпитаксии в поле температурного градиента представляет собой не только теоретический, но и большой практический интерес. Это объясняется тем, что в настоящий момент в технологии часто преобладает эмпирический подход, который требует значительных материальных затрат и времени. Моделирование кристаллизационных процессов позволяет избегать подобных затрат.

Проводимые исследования позволяют определить технологический режим формирования гетероструктуры с заданными свойствами. Схема, конечно, не может быть полной и законченной, т.к. любая модель лишь приближенно отражает процессы в реальной системе. Она может быть лишь основой, которая с течением времени и с углублением знаний о кристаллизационных процессах будет несомненно развиваться и дополняться.

## ПРОЦЕССЫ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Смирнова Е.С., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Макаров И.М., Лопатин Ю.Г.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета, Россия,*  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)

В работе предложена модель, позволяющая рассчитывать параметры кинетики выделения когерентных частиц второй фазы из пересыщенного твердого раствора. В основе модели лежит предположение о возможности безбарьерного зарождения когерентных частиц. В этом случае скорость распада твердого раствора и параметры кинетики выделения частиц определяются главным образом характеристиками процесса диффузионного роста зародышей. Кинетика распада твердого раствора при выделении когерентных частиц описана уравнением Джонсона-Мела-Аврами-Колмогорова:  $W = 1 - \exp\left\{-\left(t/\tau\right)^n\right\}$  ( $W$ -степень распада,  $\tau = \tau_0 \exp(Q/kT)$  -характерное время распада). Определены значения параметров  $n$  и  $Q$ , характеризующих кинетику когерентного распада. Показано, что в случае выделения частиц в объеме зерен  $n=1.5$  и  $Q=Q_v$ . В случае выделения частиц на границах зерен  $n=1$  и  $Q=Q_b$ . В случае выделения частиц на дислокациях при постоянной плотности дислокаций  $n=1$  и  $Q=Q_d$ . При изменяющейся в условиях возврата и рекристаллизации плотности дислокаций  $n \leq 0.5$  и  $Q=Q_d$ . Получены выражения, описывающие зависимость объемной доли и размера выделяющихся когерентных частиц от степени пересыщения твердого раствора, температуры и времени отжига, а также термодинамических и диффузионных параметров материала.

На основе представленной модели проанализированы результаты экспериментальных исследований процесса распада твердого раствора в литых и микрокристаллических (МК) алюминиевых сплавах системы Al-Xвес.%Mg-0.22вес.%Sc-0.15вес.%Zr ( $X=0 \div 4.5\%$ ). На основе анализа данных по электросопротивлению и механическим свойствам определены значения объемной доли и средних размеров выделяющихся частиц  $Al_3Sc(Zr)$  в интервале температур  $T \sim 240-400^\circ C$ . Получена зависимость объемной доли и размеров выделяющихся частиц от времени отжига и содержания магния. Определены механизмы выделения частиц в литых и МК сплавах. Показано, что и в литых, и в МК сплавах частицы выделяются преимущественно на дислокациях. Отличия в кинетике распада твердого раствора в литых и МК сплавах объясняются различиями в механизмах возврата дислокационной структуры этих материалов.

Рассмотрено влияние магния на процесс распада твердого раствора в литых и микрокристаллических алюминиевых сплавах системы Al-Xвес.%Mg-0.22вес.%Sc-0.15вес.%Zr ( $X=0 \div 4.5\%$ ). Методами численного моделирования определена зависимость основных параметров процесса распада (среднее расстояние между частицами  $\lambda^*$ , характерное время распада  $\tau$  и др.) от содержания магния в твердом растворе. Проведено сопоставление результатов численного моделирования процесса распада в литых и МК материалах с экспериментальными данными.

*Авторы благодарят за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043, 03-02-16923, МАС 03-03-06196), Минобразования РФ (грант Е02-4.0-131) а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-образовательный центр "Физика твердотельных наноструктур" (НОЦ ФТНС) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

# ОЦЕНКА ЛОКАЛЬНОЙ ПРЕДЕЛЬНОСТИ МЕТАЛЛОВ НА ОСНОВЕ НЕУПРУГИХ ЭФФЕКТОВ

Левин Д.М., Чуканов А.Н.

*Тульский государственный университет, Тула, Россия*

В релаксационном спектре внутреннего трения сталей, подвергнутых различным видам внешних воздействий: деформация, наводороживание, комплексное воздействие (деформация + наводороживание), выявлены близкие по своим активационным характеристикам эффекты неупругости (максимумы ВТ), возникающие при появлении в материале структурных дефектов и связанные с развитием индуцированных напряжениями  $\epsilon$ - и  $\sigma$ -релаксационных эффектов. Общим свойством эффектов является их взаимосвязь с наличием в материале дефектов поврежденности.

Компьютерным разделением (рис. 1) получены температурные положения и оценки активационных характеристик образующих релаксационных  $s$ - и  $\epsilon$ - максимумов внутреннего трения: при частоте измерений  $f \approx 1$  кГц  $T_{ms} = 321...326$  К,  $T_{me} = 364...368$  К, энергии активации  $W_s = 58,7 \pm 5$  кДж/моль и  $W_e = 69,4 \pm 5$  кДж/моль.

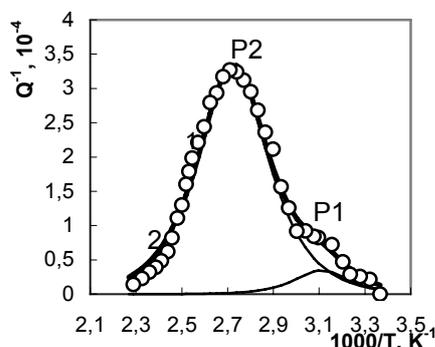


Рис. 1. Максимум ВТ в стали 40 после деформации  $\sim 7\%$ : 1 – экспериментальные точки; 2- теоретическая кривая.

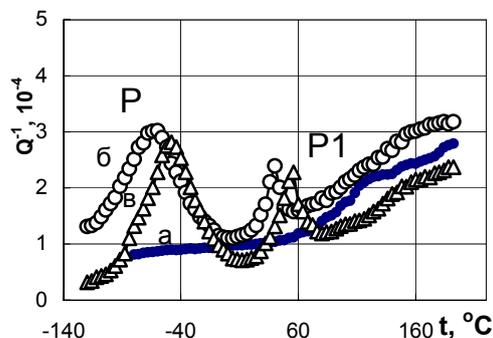


Рис. 2. ТЗВТ стали Ст3 в исходном состоянии (а) и после наводороживания (б –  $f = 925$  Гц; в –  $f = 2530$  Гц)

При временах наводороживания выше 10 часов на температурных зависимостях внутреннего трения обнаружен индуцированный напряжениями пик  $s$ -релаксации с активационными характеристиками  $T_{ms} = 315...320$  К,  $W_s = 56,9 \pm 5$  кДж/моль (рис. 2). Повышение времени наводороживания до 30 часов приводит к линейно-пропорциональному росту степени релаксации, обусловленному увеличением количества водородных дефектов поврежденности (рис.3).

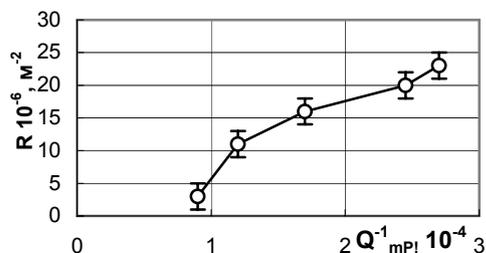


Рис. 3. Влияние плотности микротрещин, образующихся при наводороживании, на высоту максимума ВТ P1.

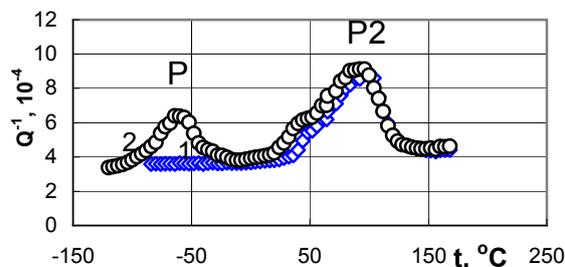


Рис. 4. Влияние деформации (1) и деформации с последующим наводороживанием (2) на температурный спектр ВТ стали Ст3

Установлено, что комплексная обработка материала (пластическая деформация и последующее наводороживание), приводит к появлению на температурно-зависимом спектре внутреннего трения релаксационного эффекта как  $e$ -, так и  $s$ -типов (рис. 4).

Определены активационные параметры эффектов:  $T_{ms} = 323...328$  К,  $W_s = 59,7 \pm 5$  кДж/моль и  $T_{me} = 361...366$  К,  $W_e = 68,5 \pm 5$  кДж/моль (рис. 5).

С использованием металлографического анализа установлена зависимость плотности микротрещин, возникающих после перехода материала в предельное состояние, от времени наводороживания и степени предварительной пластической деформации (рис. 6).

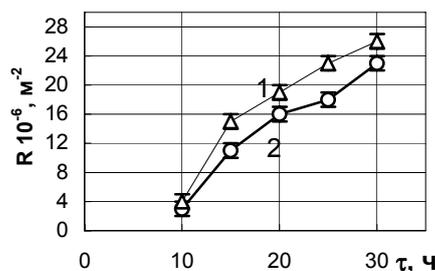
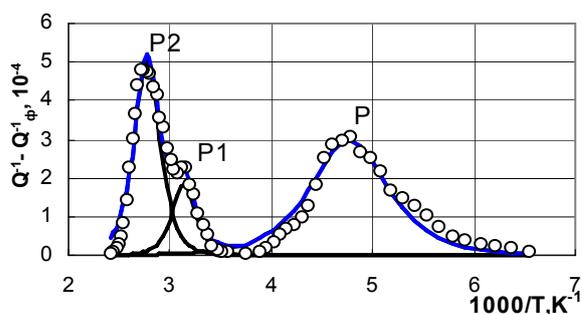


Рис. 5. Компьютерное разделение спектра ВТ, сформированного деформацией и последующим наводороживанием.

Рис. 6. Влияние времени наводороживания и деформации на плотность микротрещин: 1- $\epsilon = 13$  %; 2 -  $\epsilon = 0$  %.

Методами регрессионного анализа установлена взаимосвязь между степенью релаксации  $s$ - и  $e$ -максимумов и режимами предварительной обработки:

$$Q_{mp1}^{-1} = (0,09 \cdot \tau + 0,05 \cdot \epsilon) \cdot 10^{-4} \quad (1)$$

$$Q_{mp2}^{-1} = (0,05 \cdot \tau + 0,21 \cdot \epsilon) \cdot 10^{-4} \quad (2)$$

Изучено развитие дефектов поврежденности и инициированных ими неупругих (релаксационных) эффектов в промышленных сталях, применяющихся для изготовления труб для нефте- и газопроводов. Приведены результаты исследований микроструктуры, механических свойств и параметров тонкой структуры образцов промышленных продуктопроводов (трубные стали 17Г1С, 17ГС, 19Г) после различных сроков эксплуатации. Получены данные о кинетике развития дефектов водородной поврежденности в сталях в зависимости от срока службы.

Установлено, что наводороживание в процессе эксплуатации трубных сталей приводит к формированию в температурном спектре внутреннего трения релаксационных максимумов  $s$ - и  $e$ -типов с активационными параметрами ( $f \approx 1$  кГц): (P1)  $T_{ms} = 318...323$  К,  $W_s = 58,7 \pm 5$  кДж/моль и (P2)  $T_{me} = 363...368$  К,  $W_e = 68,4 \pm 5$  кДж/моль, свидетельствующих о наличии в материале дефектов поврежденности (рис. 7).

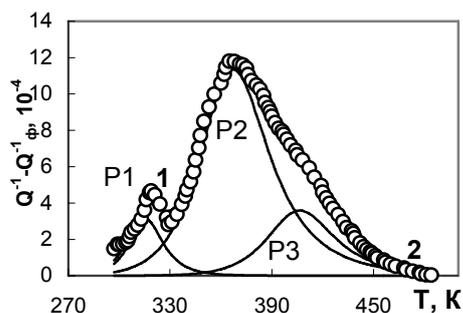


Рис. 7. Компьютерное разделение ТЗВТ трубной стали 17ГС после 6 лет эксплуатации продуктопровода: 1- эксперимент; 2 – теоретическая кривая составляющих пиков P1, P2 и P3.

Получены регрессионные уравнения, устанавливающие зависимость масштабов развития дефектов поврежденности (по данным о степени релаксации  $s$ - и  $e$ -пиков) от уровня механических свойств

$$Q_{mp1}^{-1} = (16 + 0,083 \cdot t - 0,026 \cdot \sigma_g) \cdot 10^{-4} \quad (3)$$

$$Q_{mp1}^{-1} = (4,5 + 0,11 \cdot t - 0,144 \cdot \sigma_5) \cdot 10^{-4} \quad (4)$$

Установлена возможность прогнозирования масштабов накопления дефектов поврежденности (плотности) на основе анализа степени развития индуцированных напряжениями  $e$ - и  $s$ -релаксационных эффектов (рис. 8, 9).

Показано, что статическая деформация одноосным растяжением, электролитическое насыщение водородом, комплексное деформационно-коррозионное воздействия, а также эксплуатационные воздействия на трубные стали действующих продуктопроводов и тяжело нагруженных деталей подъемно-транспортного оборудования, формируют на ТЗВТ неупругие эффекты (максимумы P1 и P2), обусловленные изменением дислокационной динамики у вершин структурных дефектов, образующихся при указанных воздействиях (таблица).

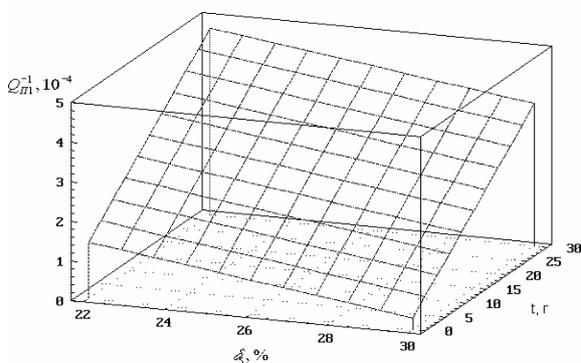


Рис. 8. Зависимость высоты максимума ВТ P1 и пластичности стали 17Г1С  $\delta$  от срока эксплуатации  $t$ .

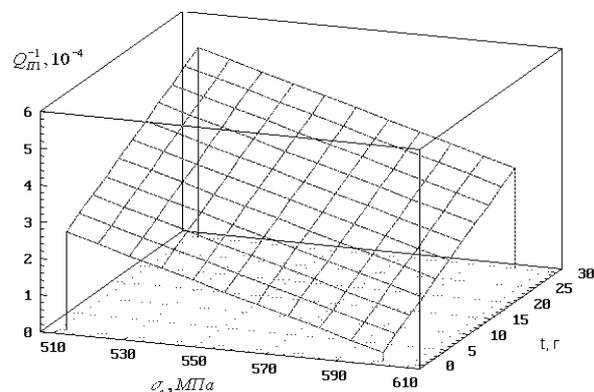


Рис. 9. Зависимость высоты максимума ВТ P1 и прочности  $\sigma_B$  трубной стали от срока эксплуатации  $t$ .

Таблица. Характеристики максимумов ВТ  $s$ - и  $e$ -типов при различных воздействиях

Вид внешних воздействий	P1		P2	
	$T_m^*$ , К (°С)	W, кДж/моль	$T_m^*$ , К (°С)	W, кДж/моль
Деформация (сталь 40)	321 – 326 (48 – 53)	$58,7 \pm 5$	364 – 368 (91 – 95)	$69,4 \pm 5$
Наводороживание (Ст3)	315 – 320 (42 – 47)	$56,9 \pm 5$		
Деформация и наводороживание (Ст3)	323 – 328 (50 – 55)	$59,7 \pm 5$	361 – 366 (88 – 93)	$68,5 \pm 5$
Эксплуатация трубных сталей	318-323 (45-50)	$59,7 \pm 5$	363-368 (90-95)	$68,4 \pm 5$

\* В пересчете на 1 кГц.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант 02-02-96023).

## СКАЧКООБРАЗНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ СВИНЕЦ - ИНДИЙ

Крыловский В.С., Лебедев В.П., Лебедев С.В., Савич С.В.

*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина*  
[Vladimir.S.Krylovskiy@univer.kharkov.ua](mailto:Vladimir.S.Krylovskiy@univer.kharkov.ua)

Низкотемпературная скачкообразная деформация, проявляющаяся в виде сбросов деформирующего напряжения, наблюдалась на целом ряде металлов и сплавов, однако о природе ее окончательные выводы пока не сделаны. Изучение процессов механической неустойчивости в нормальном и сверхпроводящем состояниях позволяет существенно расширить методические возможности при изучении этого явления и получить новую информацию о физике процессов.

Исследования проводили в режиме активного нагружения с  $\dot{\varepsilon} = 3 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  при 1,65 К на пластичных при низких температурах высоколегированных поликристаллах сплавов системы Pb-In в интервале концентраций In (5 -50) ат.%. .

На кривой деформационного упрочнения (поликристалл Pb – 30 ат.% In) при малых степенях деформации ( $\varepsilon < \varepsilon_{\text{кр}} \approx 15\%$ ) скачкообразная деформация отсутствует, при более высоких степенях деформации наблюдали неустойчивость пластического течения только в нормальном состоянии, а с  $\varepsilon > 40\%$  также и в сверхпроводящем состоянии. Для исключения фактора остаточного магнитного потока, который может возникать при деформации металла-сверхпроводника с циклической сменой состояний ( $H=0$  и  $H \geq H_{\text{к}2}$ ) было проведено деформирование образца сначала только в сверхпроводящем состоянии с последующим первым переходом в нормальное состояние, а затем – снова переход в сверхпроводящее состояние. Неизменность хода кривой  $\sigma(\varepsilon)$  в сверхпроводящем состоянии позволяет считать, что влияние остаточного магнитного потока не влияет на характер кривой упрочнения. С ростом концентрации индия величина  $\varepsilon_{\text{кр}}$  и для нормального, и для сверхпроводящего состояния монотонно убывает, при этом величина  $\varepsilon_{\text{кр}}$  для нормального состояния значительно меньше.

Было изучено влияние степени несовершенства кристалла на вид кривой упрочнения. В качестве параметров, характеризующих скачкообразную деформацию, были выбраны количество скачков на единичный интервал деформации  $n_{\text{ск}}$  и усредненная амплитуда скачка  $\Delta\sigma_{\text{ск}}$ . Характер зависимости этих величин от концентрации индия качественно различен. Для  $n_{\text{ск}}$  в обоих состояниях наблюдали кривые с максимумом при 20% In, при этом значения для нормального состояния примерно в 2 раза превосходят соответствующие величины для сверхпроводника. Величины  $\Delta\sigma_{\text{ск}}$  в разных состояниях растут с увеличением концентрации легирующей добавки, для нормального состояния величина скачка в несколько раз превосходит соответствующие значения в сверхпроводящем состоянии, с ростом концентрации индия скорость роста  $\Delta\sigma_{\text{ск}}$  возрастает.

При увеличении количества деформационных дефектов с ростом  $\varepsilon$  кривые  $n_{\text{ск}}(\varepsilon)$  и  $\Delta\sigma_{\text{ск}}(\varepsilon)$  подобны аналогичным зависимостям от концентрации индия, однако положения максимумов  $n_{\text{ск}}(\varepsilon)$  для разных состояний не совпадают, для нормального состояния максимум смещен в область малых, для сверхпроводящего – больших деформаций. Полученные результаты обсуждаются с точки зрения динамических и термических механизмов явления.

## РАЗУПРОЧНЕНИЕ МЕТАЛЛА В СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ СОСТОЯНИИ В УСЛОВИЯХ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Крыловский В.С., Лебедев С.В., Савич С.В.

*Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина*  
[Vladimir.S.Krylovskiy@univer.kharkov.ua](mailto:Vladimir.S.Krylovskiy@univer.kharkov.ua)

Одним из видов проявления особенности пластической деформации металлов и сплавов при низких температурах является ее механическая неустойчивость. Изучение параметров неустойчивости пластического течения для металлов-сверхпроводников при температуре  $T < T_K$  ( $T_K$  - температура сверхпроводящего перехода) позволяет получить дополнительные данные для установления на микроскопическом уровне механизма контролирующего это явление.

В работе приводятся результаты изучения величины разупрочнения  $\delta\sigma_{HC}$  металла при переходе из нормального состояния в сверхпроводящее в условиях скачкообразной деформации для сплавов системы  $Pb - In$ .

Поликристаллы сплава  $Pb - 30at.\%In$  деформировали в режиме активного растяжения со скоростью  $\dot{\varepsilon} = 3 \cdot 10^{-5} c^{-1}$  при температуре  $T = 1,65$  К. Наблюдали возникновение неустойчивости пластического течения сначала в нормальном ( $\varepsilon > 15\%$ ), а со степеней деформации  $\varepsilon > 40\%$  и в сверхпроводящем состоянии.

Изучение величины разупрочнения  $\delta\sigma_{HC}$  как функции степени деформации  $\varepsilon$  показало следующее. В области стационарного пластического течения металла  $\delta\sigma_{HC}$  линейно возрастает с увеличением  $\varepsilon$ . После возникновения неустойчивого пластического течения, начиная с  $\varepsilon_{KP} \approx 20\%$ , измеренные скачки напряжения  $\delta\sigma_{HC}$  становятся меньше, чем стационарном течении. При степенях деформации близких к разрушению образца, снижение величины  $\delta\sigma_{HC}$  может достигать  $30 \div 50\%$ .

Наличие критической деформации  $\varepsilon_{KP}$  и широкого диапазона внешнего магнитного поля ( $H_{K1} < H \leq H_{K2}$ ), в котором при  $T = const$  реализуется плавное изменение концентрации сверхпроводящих электронов от 0 до  $n_C(T)$ , позволяет проследить за величиной силы электронного торможения дислокации  $\delta\sigma_{CM}$  в смешанном состоянии в отсутствие и при наличии неустойчивости пластического течения. В области  $\varepsilon < \varepsilon_{KP}$  наблюдали плавное ступенчатое нарастание  $\delta\sigma_{CM}$  от 0 до  $\delta\sigma_{HC}$  по мере нарастания амплитуды внешнего  $H$ , для  $\varepsilon > \varepsilon_{KP}$  заметные сбросы нагрузки в смешанном состоянии возникают не сразу, а по достижению  $C_H \geq 0,6$  и нарастают по частоте и амплитуде до  $H \geq H_{K2}$ . При больших концентрациях нормальной фазы величина  $\delta\sigma_{CM}$  и  $\delta\sigma_{HC}$  существенно различаются - для амплитуды магнитного поля вблизи  $H_{K2}$  линейный рост  $\delta\sigma_{CM}$  и  $\delta\sigma_{HC}$  сменяется насыщением, наблюдается снижение  $\delta\sigma_{CM}$  и  $\delta\sigma_{HC}$  на 20%.

Снижение величины  $\delta\sigma_{HC}$  при наличии скачкообразной деформации рассматривается с использованием различных механизмов неустойчивого пластического течения.

# МЕТОД ПРОГНОЗА ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ, ОСНОВАННЫЙ НА СТРУКТУРНО-АНАЛИТИЧЕСКОЙ МЕЗОМЕХАНИКЕ И МАГНИТОМЕХАНИЧЕСКОМ ЭФФЕКТЕ

Малинин В.Г., Малинин В.В.

*Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого  
Великий Новгород, Россия,  
[malinin@novsu.ac.ru](mailto:malinin@novsu.ac.ru)*

В настоящем докладе излагаются результаты работы, направленные на создание экспериментально-теоретического метода оценки структурно-механического состояния конструкционных материалов для определения их прочностных свойств при сложном напряженно-деформированном состоянии в зависимости от траектории нагружения в пространстве напряжений. Особое внимание уделяется исследованию остаточных напряжений, возникающих в материале после упруго-пластического деформирования по многозвенным траекториям сложного нагружения. В качестве теоретической основы для расчета параметров структурно-механического состояния материала при упруго-пластическом деформировании использовались методы структурно-аналитической мезомеханики материалов [1]. В экспериментальной части работы применялись универсальный стенд на сложное нагружение и методики испытаний тонкостенных трубчатых образцов при сложных траекториях нагружения. Особое внимание в работе уделялось созданию экспериментальных методик исследования параметров собственного магнитного поля рассеивания (СМПП), инициируемого пластической деформацией тонкостенного трубчатого образца при различных траекториях пропорционального и многозвенного нагружения в пространстве напряжений. В качестве экспериментального оборудования использовался разработанный предприятием "Энергодиагностика" специализированный прибор контроля СМПП. Разработаны методика синхронной регистрации диаграмм деформации и параметров СМПП при ступенчатом нагружении в точечном режиме измерения экспериментальных параметров и методика непрерывной записи параметров СМПП, диаграмм "напряжение-деформация" в режиме таймера при непрерывном деформировании тонкостенного цилиндрического образца. Проведены тестовые экспериментальные исследования на образцах из конструкционных материалов Ст.45 и Ст.3 при растяжении, кручении и пропорциональном нагружении. Опыты содержали этапы разгрузки для определения параметров СМПП с целью расчета остаточных напряжений, наведенных предварительной пластической деформацией. На основе методологии структурно-аналитической мезомеханики сформулирована модель, отражающая влияние параметров СМПП на коэффициенты концентрации структурных напряжений мезо- и макромасштабных уровней. Полученные результаты позволяют увидеть хорошую корреляцию параметров СМПП и характеристик напряженно-деформированного состояния, что позволит, используя данные о параметрах СМПП, развить гибкий прогностический инструмент для оценки остаточных напряжений и прочностного прогноза.

*Выражаем благодарность д.т.н. профессору А.А.Дубову за помощь и ценные консультации по работе.*

1. Малинин В.Г., Малинина Н.А. Структурно-аналитическая теория физической мезомеханики// Вопросы материаловедения, научн.-техн. ж-л. -№1(29). –ЦНИИ КМ "Прометей", 2002. С.123-142.

## ФРАГМЕНТАЦИЯ, КАК СПОСОБ ОРГАНИЗАЦИИ СДВИГА ГЦК МОНОКРИСТАЛЛОВ ПРИ СЖАТИИ

Лычагин Д.В., Теплякова Л.А.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия,  
[dvl-tomsk@mail.ru](mailto:dvl-tomsk@mail.ru)*

К настоящему времени при описании деформируемого твердого тела, как методами теории дислокаций, так и механики сплошной среды, часто считается, что поведение монокристаллов металлов и сплавов при пластической деформации хорошо изучено и вполне понятно. Однако, несмотря на кажущуюся простоту монокристалла, как объекта, подвергаемого активному нагружению, закономерности и механизмы его формоизменения до конца не ясны даже для наиболее “простых” из них – монокристаллов ГЦК металлов и сплавов. Сложившееся положение обусловлено, прежде всего, существенной неоднородностью протекания пластической деформации большинства металлических монокристаллов уже на начальных стадиях пластической деформации и даже при таком, казалось бы, несложном способе нагружения, как сжатие. Было установлено, что в ГЦК монокристаллах с самого начала пластической деформации на всей совокупности масштабных уровней наблюдается явление фрагментации деформации, то есть монокристалл разбивается на области с разной организацией деформации. В процессе деформации образуются фрагменты сдвиговой и поворотной деформации. Фрагмент (домен) сдвиговой деформации – это область кристалла, отличающаяся от соседних набором действующих систем сдвига, их числом, плотностью зон сдвига и величиной мощности сдвига в различных системах, т.е. величиной локальной сдвиговой деформации. Фрагмент поворотной деформации – это область кристалла разориентированная относительно соседних областей. Фрагментация является необходимым условием осуществления деформации, то есть сохранения сплошности материала при его формоизменении. Фрагмент служит мезоскопическим или даже макроскопическим носителем деформации. На макроуровне фрагментация является первопричиной развития неоднородной пластической деформации и может определять области локализации деформации в масштабе образца.

Исследования, проведенные на ГЦК монокристаллах алюминия, меди и железоникелевом сплаве при различных ориентациях оси нагружения, выявили основные факторы влияющие на фрагментацию сдвига при сжатии на макроуровне. Во-первых, это различие схемы главных напряжений в соседних участках образца. Во-вторых, это разные условия для сдвига макрообъемов, которые определяются кристаллогеометрией образца и ориентацией плоскостей сдвига относительно пуансонов испытательной машины. Фрагменты сдвиговой деформации, образующиеся под влиянием этих факторов, являются первичными фрагментами. С ростом степени деформации сдвиг в первичных фрагментах развивается, меняется область их локализации, образуются вторичные фрагменты.

Сдвиг в начале пластической деформации происходит в основном по октаэдрическим плоскостям. При увеличении степени деформации наблюдается сдвиг по неоктаэдрическим плоскостям. Сдвиг по этим плоскостям облегчается при достижении определенной плотности дефектов. Сложный характер внешнего поля напряжений или невозможность осуществления необходимого формоизменения только одним октаэдрическим сдвигом также способствует включению в деформацию сдвига по неоктаэдрическим плоскостям.

## КОМБИНАТОРНЫЙ АНАЛИЗ ЗЕРЕННЫХ КЛАСТЕРОВ И СИСТЕМНЫЕ СВОЙСТВА ПОЛИКРИСТАЛЛОВ

Яшников В.П.

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

В поликристаллах *зеренные кластеры* (топологически связанные конечные совокупности зерен), по-видимому, ответственны за *системные свойства материала*, т.е. такие, которые в принципе не могут быть выведены из свойств отдельно взятых зерен, а зависят от *способа их сборки в агрегат* посредством сил когезии. Отметим, что практически все эксплуатационно важные свойства современных конструкционных материалов, а также материалов электротехники и электроники являются в этом смысле системными свойствами. Попытки получить количественные оценки системных свойств поликристаллов путем простого или взвешенного усреднения аналогичных свойств составляющих их элементов-зерен обычно приводят к довольно грубым результатам и во многих случаях не являются удовлетворительными.

Можно предположить, что механические и иные свойства больших (по сравнению со средним размером зерна) объемов поликристалла определяются *сверхструктурами*, элементами которых являются зеренные кластеры, чей характерный средний размер заметно превышает средний размер зерна в материале. Еще более реалистичным выглядит предположение, что свойства поликристалла определяются иерархиями кластерных сверхструктур, причем каждый характерный промежуточный масштаб (определяемый средним размером кластеров рассматриваемой сверхструктуры) вносит свой вклад в формирование того или иного свойства всей поликристаллической системы. Проблема построения по возможности детальной *классификации зеренных кластеров* и описания зависимости их свойств от структуры лежит в основе такого *системно-иерархического подхода*.

Один из возможных способов систематизации зеренных кластеров использует представление зерен их ориентациями. Произвольному зерну ставится в соответствие класс кристаллографически эквивалентных вращений, описывающих ориентационное положение решетки зерна по отношению к выделенной системе координат, тогда кластер в целом изображается конечной конфигурацией точек группового пространства трехмерных вращений. Эту конфигурацию естественно называть *спектром ориентаций зерен* кластера. Анализируя возможные случаи взаимного расположения ориентаций зерен, можно выделить три различных типа кластеров. *Аксиальный тип* характеризуется требованием, чтобы ориентации всех зерен кластера укладывались на одну *геодезическую линию* пространства трехмерных вращений. Кластеры *планарного типа* выделяются условием, чтобы ориентации зерен принадлежали некоторой *двумерной геодезической поверхности* пространства вращений. Прочие кластеры по определению относятся к *невырожденному типу*. Если число зерен невелико, возможен дальнейший анализ, приводящий, например, к стратификации многообразия всевозможных пятизеренных кластеров, полезной при анализе стабильности пятикратных линейных сопряжений межзеренных границ.

## МЕЗОМЕХАНИКА МНОГОУРОВНЕВЫХ СРЕД С МИКРОНАПРЯЖЕНИЯМИ

Малинина Н.А.

*Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого  
Великий Новгород, Россия,  
[mna@novsu.ac.ru](mailto:mna@novsu.ac.ru)*

Настоящий доклад посвящен результатам развития структурно-аналитической теории прочности, направленной на создание математических методов физической мезомеханики с целью получения необходимого инструментария для моделирования многоуровневых процессов деформации и разрушения различной физической природы.

Изложены методы построения определяющих уравнений структурно-аналитической мезомеханики материалов, основанные на рациональном синтезе достижений механики сплошной среды, физики пластичности и прочности твердых тел, материаловедения, термодинамики необратимых процессов и других смежных дисциплин.

Нагруженное тело рассматривается как иерархически организованная многоуровневая система, в которой микро-, мезо- и макроуровни органически взаимосвязаны. Вводятся понятия масштабных и структурных уровней. Постулируется необходимое количество масштабных уровней: микро-, мезо- и макро. С целью описания деформационных проявлений на каждом масштабном уровне развиваются свои специфические методы, включающие соответствующий арсенал моделей и необходимый математический аппарат.

Для каждого рассматриваемого масштаба вводится система структурных уровней – ансамбли структурных элементов, отражающие реальную внутреннюю организацию конкретного материала, а также специфику механизмов деформации и разрушения.

Используется подход континуального описания, деформируемого твердого тела в виде модельных представлений допускающих многоуровневую суперпозицию различных квазиконтинуумов.

Согласование уравнений, описывающих процессы на разных масштабных и структурных уровнях, осуществляется с помощью метода эффективного поля за счет введения многоуровневой системы структурных напряжений различной физической природы. Данные напряжения возникают на микро-, мезо- и макроконцентраторах за счет межчастичного взаимодействия по границам раздела структурных элементов разного масштаба.

Рассматриваемые структурные напряжения непрерывно эволюционируют в процессе деформации вслед за изменением многоуровневой иерархически организованной дефектной структуры и существенно зависят от истории термомеханического воздействия и траектории нагружения в пространстве напряжений или траектории деформирования в пространстве деформаций. В связи с этим особое внимание в работе уделяется развитию метода эффективного поля с целью получения эволюционных уравнений для моделирования структурных напряжений различного масштаба.

Большое внимание уделено моделированию релаксационных процессов образования микротрещин атермической и термофлуктуационной природы на микроуровне, зарождению и развитию повреждаемости на мезоструктурных уровнях и формулировке критерия образования макротрещины. Разрушение описано как заключительная стадия связанного многоуровневого процесса развития деформации и повреждаемости структуры.

# СТРУКТУРНО-АНАЛИТИЧЕСКАЯ МЕЗОМЕХАНИКА МОМЕНТНЫХ СРЕД

Малинин В.Г.

*Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого  
Великий Новгород, Россия,  
[malinin@novsu.ac.ru](mailto:malinin@novsu.ac.ru)*

Предлагаемая вниманию работа посвящена развитию методов структурно-аналитической мезомеханики для сред с ярко выраженными моментными свойствами. Используется методология построения уравнений мезомеханики многоуровневых сред с микронапряжениями [1].

Метод эффективного поля распространяется на задачи расчета напряженно-деформированного состояния многоуровневой среды с учетом возникновения моментных напряжений и деформаций изгиба – кручения.

Определяющие соотношения на микро- мезо- и макромасштабных уровнях формулируются в виде иерархически связанных уравнений, учитывающих влияние силовых и моментных напряжений на компоненты тензоров деформаций и изгиба – кручения. Для описания волновых процессов деформаций выводятся соответствующие уравнения на мезо- и макромасштабных уровнях.

Значительное внимание уделяется выводу эволюционных уравнений для расчета параметров повреждаемости на микро- мезо- и макромасштабных уровнях, а также формулировке критериев окончательного макроскопического разрушения материала. При анализе микро- и мезомасштабных уровней сформулированы локальные инварианты для расчета микро- и мезодисторсий неупругого происхождения. Выведены уравнения для прогноза термоактивированной и атермической компонент остаточных микродеформаций. Установлены критерии возникновения неупругих деформаций и сформулированы аналитические соотношения, описывающие сдвиг со свободным (микро-1) и сдвиг со стесненным (микро-2) материальным поворотом. Особое внимание уделено методике построения модели вектора неупругого поворота и выводу эволюционного уравнения для расчета тензора изгиба-кручения.

Предложены локальные критерии зарождения микро- и мезотрещин, обусловленных локализацией поворотной моды деформации, характеризуемые градиентами компонент тензора изгиба-кручения. Введены векторы и тензор повреждаемости, сформулированы критерии лабильного раскрытия микро- и мезотрещин. Учитывая, что коэффициенты упругости и теплового расширения практически не зависят от структурных эволюций на микро- и мезомасштабных уровнях, соотношения для расчета упругих и температурных деформаций приводятся для макромасштабного уровня в рамках несимметричной теории упругости [2]. Суммарные компоненты деформаций рассчитываются на основе гипотезы аддитивности скоростей упругих и неупругих деформаций.

В заключение обсуждается постановка краевой задачи многоуровневой механики деформируемых моментных сред.

1. Малинин В.Г., Малинина Н.А. Структурно-аналитическая теория физической мезомеханики//Вопросы материаловедения. научн.-техн. ж-л, №1(29). –ЦНИИ КМ "Прометей", 2002. С.123-142.
2. Новацкий В. Теория упругости/ Пер. с польского Б.Е.Победри. М.: Мир. 1975. - 872с.

## ИЗМЕНЕНИЕ СВОЙСТВ СПЛАВОВ Fe-(11,12%Si) ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ

Глезер А.М.,<sup>1</sup> Медведев М.В.,<sup>2</sup> Воронов И.Н.,<sup>2</sup> Громов В.Е.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Институт металлофизики и функциональных материалов ЦНИИЧЕРМЕТ,  
Москва, Россия;*

[glezer@imph.msk.ru](mailto:glezer@imph.msk.ru)

<sup>2</sup> *Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия.*

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

Растущие требования повышения экономичности работы трансформаторов и электрических машин могут быть в значительной степени удовлетворены за счет использования в магнитопроводах материалов повышенного качества, в частности - электротехнической листовой стали с высоким (до 11-12 ат. % (6-6,5 вес. %)) содержанием Si. Сплавы данного состава обладают комплексом уникальных магнитных свойств: высокой магнитной проницаемостью и высоким удельным электросопротивлением, низкой магнитокристаллической анизотропией и практически нулевой магнитострикцией. Использование указанных сплавов в электротехнических приборах и устройствах приводит к значительному (почти на 30%) снижению потерь на вихревые токи и магнитный гистерезис, а также уменьшению акустических шумовых эффектов по сравнению с обычно применяемыми сталями Fe-6% ат. (3 вес. %) Si.

Существенным недостатком сплавов железа с повышенным (более 8 ат. %) содержанием кремния, сдерживающим их широкое практическое использование, является высокая склонность к хрупкому разрушению.

Одним из эффективных методов повышения сопротивления хрупкому разрушению оказывается легирование третьим компонентом. Однако, отсутствие систематических исследований не позволяет получить четкие, физически обоснованные представления о взаимосвязи структурных особенностей (в частности, эффектов атомного упорядочения) с закономерностями формирования механических свойств легированных сплавов и, тем самым, сдерживает разработку многокомпонентных высококремнистых электротехнических сталей, обладающих повышенными пластическими свойствами. Кроме того, задача сохранения достаточно высокого уровня магнитных (эксплуатационных) характеристик накладывает дополнительные ограничения на выбор и концентрацию легирующих элементов.

В связи с этим важное значение приобретает проведение комплексного систематического исследования структуры и свойств трехкомпонентных сплавов на основе Fe-Si, посвященного изучению основных закономерностей влияния легирования на структуру, механизм пластической деформации и механические свойства упорядочивающихся железо-кремнистых сплавов, содержащих 11-12 ат. % Si.

Состав сплавов, %: Fe - основа		
Si	Легирующие элементы	
11	Ni	1-1,25
11	Cr	1-5
11-12	Nb	0,2-0,4
11-9	Ga	1-3
11-7	Al	1-3

Повышение пластических свойств высококремнистых сплавов было успешно достигнуто введением легирующих добавок, в качестве которых были выбраны никель, кобальт, хром, марганец, ниобий, алюминий, галлий (см. табл.). Элементы Mn, Co, Cr, Ni, Nb использовались как частичные заменители Fe, остальные – заменяли Si.

Проведенные полупромышленные испытания подтвердили перспективность сплавов химических составов, приведенных в таблице.

Определяющим фактором влияния третьего элемента на свойства сплавов авторы признали эффекты атомного упорядочения структуры.

## УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ НА БАЗЕ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ

Винокуров В.А., Карпухин А.А.

Московский государственный университет дизайна и технологии,  
Москва, Россия,  
[vinokur@narod.ru](mailto:vinokur@narod.ru)

Управление свойствами композиционных материалов проводится в ходе смешения компонентов. Формирование структуры композиции и, как следствие, управление её свойствами осуществляют варьированием рецептурных и технологических параметров.

Для описания процесса смешения двух жидкостей (расплавов полимеров) предложена математическая модель [1], позволяющая по физико-механическим характеристикам исходных компонентов, основным конструктивным параметрам технологического оборудования и по режимам процесса смешения рассчитать результирующие размеры частиц дисперсной фазы.

Проведенные экспериментальные исследования для композиции на основе сополимера этилена с винилацетатом и этиленпропилендиенового каучука позволили установить феноменологические формулы для расчета зависимости физико-механических показателей от радиуса частиц дисперсной фазы.

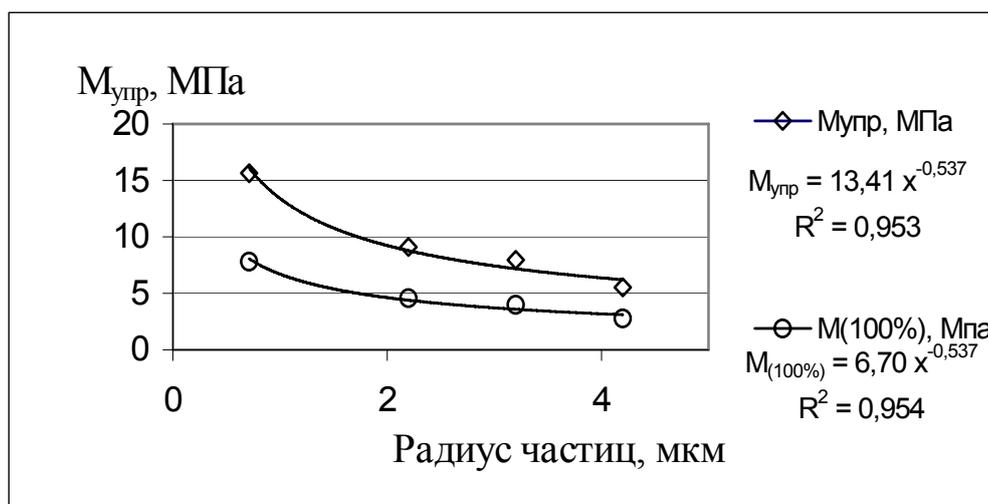


Рис. 1. Зависимость модуля упругости и модуля при 100%-м удлинении от размера дисперсных частиц

Проведенные исследования позволяют создать технологию процесса смешения компонентов и управлять свойствами композиционных материалов.

1. Винокуров В.А., Карпухин А.А. Математическая модель динамики измельчения дисперсной фазы в вязкоупругой жидкости // Дефекты структуры и прочность кристаллов: тез. докл. Черноголовка, 2002. С.64.

# РОЛЬ ВАКАНСИОННЫХ СКОПЛЕНИЙ В КИНЕТИКЕ ВЗАИМНОЙ ДИФФУЗИИ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Юрьев В.А., Батаронов И.Л., Юрьева М.В.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия,  
[yuriev@ns1.vstu.ac.ru](mailto:yuriev@ns1.vstu.ac.ru)

В работе проведен анализ кинетики взаимной диффузии в системе медь-никель. Образец изготавливался путем электролитического нанесения на медный пруток никеля, поверх которого электролитически осажден слой меди. Толщина нанесенных слоёв составила по 0,5 мм. Поперечное сечение полученного образца представлено на рис. 1.

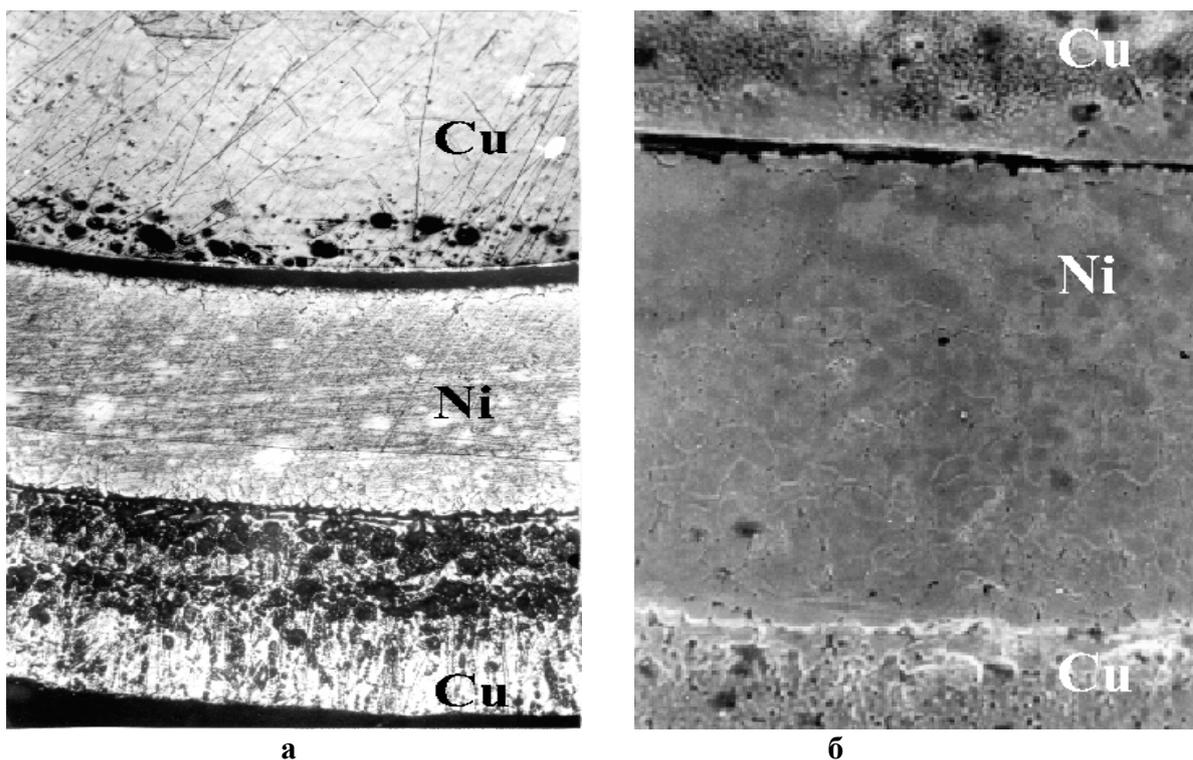


Рис.1. Микроструктура медно-никелевого образца после диффузионного отжига: **а** – металлографическое изображение (X-100); **б** – электронно-микроскопическое изображение (X-320).

Образцы подвергались диффузионному отжигу при температуре 900<sup>0</sup>С в течение 10 часов. В результате отжига структура диффузионной зоны приобрела большое количество чёрных пятен, а по границе раздела выявлены чёрные полосы. Растровый электронно-микроскопический анализ позволил идентифицировать эти чёрные образования как поры.

Появление пор, известное как эффект Френкеля [1], является результатом направленного вакансионного потока, который возникает в процессе диффузионной гомогенизации в многокомпонентных образцах, протекающей по вакансионному механизму при неравных парциальных коэффициентах диффузии. Вакансионный поток направлен в сторону компонента с большим парциальным коэффициентом диффузии, т.е. в сторону противоположную преимущественному потоку атомов. То обстоятельство, что на фоне хаотически мигрирующих вакансий имеются вакансии перемещающиеся направленно, приводит к реальной вероятности их объединения в комплексы, разрастающиеся до пор, которые отмечены на ранее приведенных структурах.

Микрорентгеновский анализ диффузионной зоны выявил аномалию в распределении взаимно диффундирующих элементов. Как видно из рис.2 (а) кривая распределения  $Cu$  в диффузионной зоне имеет отклонения от монотонности в интервале 20 – 35 мкм, что соответствует 10 – 30% меди. В том же интервале, на концентрационной зависимости коэффициента взаимной диффузии  $\tilde{D}$  появляется максимум.

Аналогичный максимум был получен Матано [2], однако во множестве других работ [3] приводится монотонная зависимость, дающая плавное изменение  $\tilde{D}$  во всём интервале концентраций. Появление максимума в диффузионной зоне с содержанием около 70% никеля может быть результатом изменения диффузионной подвижности компонентов, связанной с нестабильностью вакансионного потока, как результат поглощения вакансий порами.

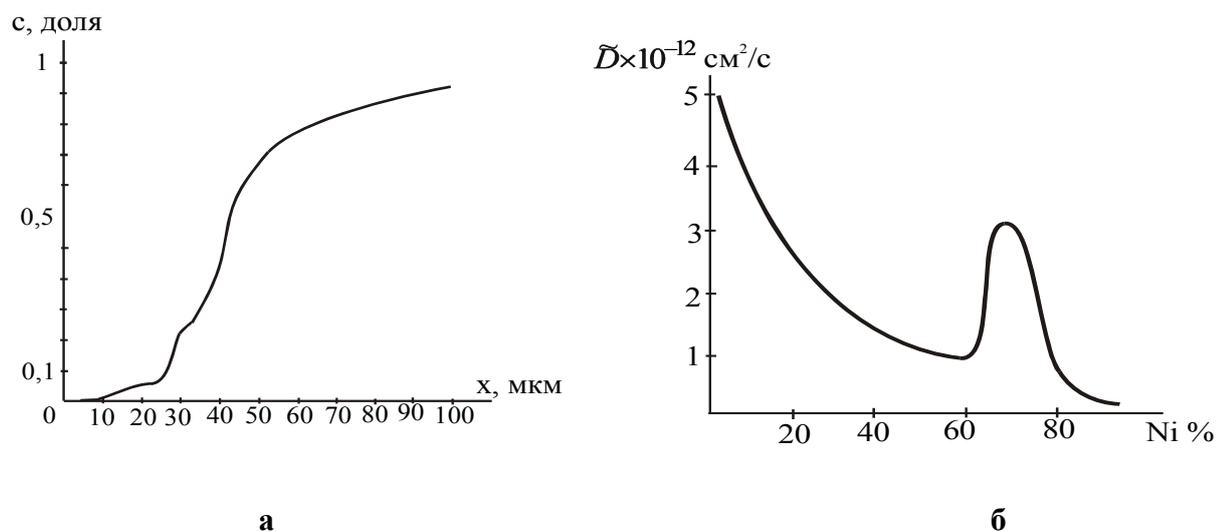


Рис.2. Кривая распределения меди в диффузионной зоне (а) и концентрационная зависимость коэффициента взаимной диффузии  $\tilde{D}$  (б) в системе  $Cu - Ni$

В слое электролитически осаждённой меди плотность пор значительно выше, что связано с большей интенсивностью диффузии никеля в электролитически осаждённую медь, имеющую более рыхлую структуру по сравнению с медью металлургического происхождения.

1. Гегузин Я.Е. Диффузионная зона. – М.: Наука, 1979. – 343 с.
2. С. Matano.// Japan J. Phys., 1933, - v.39, -p.691..
3. Боровский И.Б., Гуров К.П., Марчукова И.Д., Угасте Ю.Э. Процессы взаимной диффузии в сплавах. - М.: Наука, 1973. – 350 с

# ВЛИЯНИЕ СОСТОЯНИЯ ПОВЕРХНОСТИ, СТРУКТУРНОГО И МАСШТАБНОГО ФАКТОРОВ НА ПРЕРЫВИСТУЮ ТЕКУЧЕСТЬ И АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ (НА ПРИМЕРЕ СПЛАВА АМГ5)

Хрусталеv А.К., Мерсон Д.Л., \*Криштал М.М.

*Тольяттинский государственный университет,*

[xak@avtograd.ru](mailto:xak@avtograd.ru),

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», Тольятти, Россия*

[krishtal@dd.vaz.tlt.ru](mailto:krishtal@dd.vaz.tlt.ru)

Основными видами неустойчивости пластической деформации являются глобальная потеря устойчивости перед разрушением, зуб текучести и прерывистая текучесть (ПТ) [1]. Из них ПТ выделяется как наиболее яркий пример пространственно-временной корреляции деформационных процессов на различных масштабных уровнях. ПТ проявляется в виде повторяющихся зубцов на деформационных кривых и всегда связана с макролокализацией в полосах деформации. В настоящее время известны различные теоретические модели ПТ. Наиболее общий подход к ее описанию, основанный на учете локализации пластической деформации, представлен в работе [1]. Несмотря на то, что ПТ известна достаточно давно, некоторые вопросы, связанные с этим явлением, остаются до конца не изученными. Прежде всего, это вопросы влияния состояния поверхности, структурного и масштабного факторов на параметры ПТ и особенности образования полос деформации.

Акустическая эмиссия (АЭ) при деформировании материалов возникает как результат динамической перестройки структуры на различных масштабных уровнях. При этом представляет интерес, с одной стороны, использование АЭ как тонкого метода изучения деформационных процессов *in situ*, а с другой стороны, установление взаимосвязи сигналов АЭ с определенными механизмами пластической деформации.

Исследования ПТ и АЭ проводили на плоских образцах сплава АМГ5. Скорость растяжения изменяли в диапазоне  $10^{-6} \dots 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ . Для изучения влияния структурного фактора образцы отжигали по различным режимам, варьируя объемный размер зерна на 1,5 порядка. Влияние масштабного фактора изучали на образцах с толщиной 1, 2, 3, 4 и 4,5 мм. Влияние состояния поверхности исследовали на образцах, подвергнутых ультразвуковой дробеударной обработке при различных режимах, и образцах с различной исходной шероховатостью. Первичную обработку АЭ-информации проводили на приборе АВН-3. Для сбора и тонкой обработки сигналов АЭ использовалась аппаратура, выполненная в стандарте САМАС с быстрым АЦП (деформация и нагрузка регистрировались с использованием медленного АЦП). Для анализа АЭ использовали оригинальное программное обеспечение. При этом, наряду с обычными энергетическими параметрами АЭ, рассчитывали и анализировали частотный спектр сигналов АЭ.

Получены зависимости параметров ПТ и АЭ (в том числе, ее спектральных характеристик) от указанных выше факторов, экспериментально подтверждающие основные теоретические положения работы [1]. В то же время, спектральный анализ АЭ позволяет четко разделить деформационные процессы при ПТ, соответствующие различным масштабным уровням пластической деформации, причем повышение масштабного уровня деформации вызывает смещение спектра АЭ в сторону низких частот.

1. Криштал М.М. Взаимосвязь неустойчивости и мезоскопической неоднородности пластической деформации. Сообщения I, II // ФММ. 2001. Т. 92. № 3, с.89–112

## ЗАРОЖДЕНИЕ И ЗАЛЕЧИВАНИЕ МИКРОТРЕЩИН ПРИ ДВОЙНИКОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ

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

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

Изучено зарождение микротрещин при упругом двойниковании кристаллов кальцита. Экспериментально наблюдалось образование зародышевых трещин на одиночных и встречных упругих двойниках. В первом случае выявляются две разновидности микротрещин. Если двойник целиком находится внутри кристалла, то при определенной критической нагрузке зарождается трещина в хвостовой части двойника. Когда двойник выходит на боковую поверхность кристалла, имеет место множественное микрорастрескивание вдоль его границы. Причем размер микротрещин увеличивается с приближением к вершине двойника. При взаимодействии встречных двойников трещина зарождается в области вершины одного из двойников и распространяется затем в направлении второго двойника. После пересечения с ним трещина трансформируется в канал Розе в результате выхода отсеченной вершины двойника на поверхность трещины. Образование каналов Розе наблюдается как при взаимном торможении двойников, растущих в близко расположенных плоскостях, так и на двойниках, достаточно удаленных друг от друга на расстояния, при которых взаимодействие двойников практически отсутствует. Эффект торможения проявляется в затуплении вершины двойника, и трещина в этом случае зарождается непосредственно в вершине одного из них. Чем дальше расположены двойники друг от друга, тем заметнее смещение области возникновения трещин от их вершин.

При разгрузке кристалла микротрещины и каналы залечиваются. Восстановление сплошности облегчается тем, что поверхности полостей остаются ювенильными. Данное обстоятельство и малые размеры трещин обуславливают достаточно высокое качество залечивания. Контрольные сколы и последующее травление следа залеченной трещины обнаруживают характерные строчки с низкой плотностью дислокаций. Отмечена определенная корреляция плотности дислокаций и размеров залечившихся трещин, позволяющая связать дислокации в строчке с несовпадением рельефов противоположных поверхностей трещины.

Методом численного моделирования определена равновесная конфигурация застопоренного и свободно растущего двойников, представленных ступенчатыми скоплениями дислокаций. Для заторможенного двойника получены конечные выражения, связывающие приложенное напряжение и число дислокаций в двойнике. Последнее позволяет оценить критические напряжения зарождения микротрещины в вершине двойника, задавшись определенным критерием слияния головных дислокаций. Показано, что для двойника, удерживаемого силами трения, плотность дислокаций в его границе недостаточна для того, чтобы обеспечить слияние дислокаций. Исследование распределения напряжений вокруг двойника показывает, что область вероятного появления трещин совпадает с зоной максимальных растягивающих напряжений.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №02-01-01173, №03-01-06505)*

## СВЕРХГЛУБОКОЕ ПРОНИКАНИЕ УСКОРЕННЫХ ТВЕРДЫХ ЧАСТИЦ В МАТЕРИАЛЫ

Козорезов К.И., Миркин Л.И.

*Научно-исследовательский институт механики Московского Государственного университета им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия,*

[mirkin@imec.msu.ru](mailto:mirkin@imec.msu.ru)

Изучен новый эффект сверхглубокого проникания ускоренных микрочастиц в твердое тело. Эффект состоит в том, что при определенных условиях твердые частицы в узком интервале скоростей в районе 2 км/с, попадая на поверхность твердого тела, проникают в него на глубину в несколько десятков мм, что превышает диаметр частиц в тысячи раз. Это явление не наблюдается при обычных статических и динамических взаимодействиях [1]. При высокоскоростных взаимодействиях обычно частица может проникать в твердое тело на глубину, примерно равную ее диаметру. При попытке увеличить глубину проникания путем увеличения скорости частицы, происходит ее испарение [2].

Разработана экспериментальная методика получения высокоскоростного потока микрочастиц с помощью кумулятивного заряда без облицовки, коническая выемка которого заполняется порошком из частиц, диаметр которых является оптимальным для получения эффекта сверхглубокого проникания.

Исследовался широкий круг материалов, в основном, сталей различного состава, после воздействия на них потоков частиц металлических и неметаллических материалов, исследовались поверхности разреза под различными углами к направлению потока частиц. Получено, что в углеродистой стали после воздействия потоков частиц (карбид вольфрама, алмаз) на продольной поверхности нетравленного шлифа наблюдаются каналы искривленной формы диаметром несколько мкм, на поперечном шлифе наблюдаются сечения этих каналов. Картину этого типа можно наблюдать на сечениях, отстоящих от поверхности на несколько десятков мм. Изучение микроструктуры образцов показало, что вокруг канала отсутствуют (во всяком случае, при оптических увеличениях) изменения микроструктуры, т. е. в материале вокруг канала не происходили пластическая деформация и фазовые превращения. Глубина проникновения частиц не имеет сильной зависимости от механических свойств материала, так, например, она практически одинакова для закаленной и отожженной стали.

Возможным механизмом процесса сверхглубокого проникания частиц является хрупкое разрушение с раскрытием и движением трещин впереди частицы, движущейся в упругом материале.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №01-01-00504).*

1. Л.И.Миркин, Физические основы прочности и пластичности, М.: Изд. МГУ, 1968, 538 с.
2. Л.И.Миркин, Е.П.Смылова, Е.Ф.Смыслов, Структура и свойства металлов после импульсных воздействий, М.: Изд. МГУ, 1980, 168 с.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ И ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ

Миркин Л.И., Шестериков С.А., Юмашева М.А.

*Научно-исследовательский институт механики Московского Государственного университета им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия,*  
[mirkin@imec.msu.ru](mailto:mirkin@imec.msu.ru)

Проведено развитие предложенных в [1] механических моделей хрупкого разрушения материалов при импульсном лазерном воздействии. Исследования металлов, стекол, керамики, полимеров [2] и ионных кристаллов [3] после хрупкого разрушения лазерным импульсом показали необходимость изучения кинетики разрушения для уточнения механических моделей. Исследованы образцы из эпоксидной смолы – материала, прозрачного для лазерного излучения. Это позволяло фокусировать лазерный луч внутри образца. Облучение проводилось лазерным импульсом длительностью  $10^{-3}$  с, с помощью скоростной киносъемки проводились измерения кинетики образования и роста трещин. Получено, что средние значения параметров роста отдельной трещины составляют: время роста плотности дефектов перед образованием трещины  $10^{-5}$  с, начальный размер трещины 0,03 мм, начальная скорость роста трещины 10 м/с, скорость скачка трещины 150 м/с, время роста трещины  $150 \cdot 10^{-6}$  с. Кинетика суммарного разрушения характеризуется параметрами: начальная скорость роста области разрушения вдоль пути луча 100 м/с, время роста количества трещин и их площади  $200 \cdot 10^{-6}$  с, скорость увеличения площади трещин  $0,1 \text{ м}^2/\text{с}$ .

Предлагается механизм разрушения, согласно которому после начала действия импульса в области, близкой к точке фокусировки луча, возникают изменения структуры материала, образование газовых пузырей, приводящие к образованию первой трещины фиксированного минимального размера. Рост трещины идет сначала быстро, а затем замедляется по мере экранирования ее другими трещинами. Обнаружен предсказанный теорией скачкообразный рост трещины, причем скорости скачка на порядок больше скорости роста трещин в том же интервале. Общая площадь разрушения растёт линейно со временем, причем в начале процесса в основном за счет увеличения числа трещин, а в конце за счет дальнейшего роста образовавшихся трещин.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты №01-01-00504 и 02-01-0075).*

1. М.С.Бахарев, Л.И.Миркин, С.А.Шестериков, М.А.Юмашева, Структура и прочность материалов при лазерных воздействиях, М.: Изд. МГУ, 1988, 224 с.
2. Л.И.Миркин, Физические основы обработки материалов лучами лазера, М.: Изд. МГУ, 1975, 383 с.
3. Л.И.Миркин, Р.Р.Ларина, Деформация и разрушение материалов лучом лазера, М.: Изд. МГУ, 1976, 159 с.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В СУБМИКРООБЪЕМАХ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ТВЕРДЫХ ТЕЛ В УСЛОВИЯХ ДЕЙСТВИЯ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Головин Ю.И., Коренков В.В., Коренкова Н.В., Акчурина М.Ш. (\*)

*Тамбовский государственный университет, Тамбов, Россия,*

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

*(\*) Институт кристаллографии РАН, г. Москва, Россия*

Во многих практических важных случаях контактного взаимодействия двух тел давление, развивающееся в пятнах реального контакта, оказывается достаточным для фазового перехода (ФП) в этих субмикробъемах приповерхностного слоя материала. Толщина поверхностных слоев, затрагиваемых в этих процессах, составляет от единиц нанометров до десятков микрон. При этом в зоне деформации на поверхности образуется новая фаза, изменяющая все свойства материала. Учет этого обстоятельства может содействовать не только правильному выбору и оптимизации режимов механической обработки таких материалов, но и способствовать более глубокому пониманию механизмов реальных наноконтактных приповерхностных процессов, таких как износ, сухое трение, эрозия материалов и др.

В работе рассматривается возможность исследования ФП методом динамического наноиндентирования, позволяющего осуществлять с высоким разрешением *in situ* мониторинг перемещения индентора в зависимости от величины приложенной нагрузки. Выделены три группы характерных признаков, позволяющих идентифицировать ФП по кривой нагружения – ступенька, колено и гистерезис при повторном нагружении отпечатка. Оценены и проанализированы факторы, способные повлиять на площадь, форму и кинетику формирования гистерезисных петель при циклическом индентировании, в частности, структурное полиморфное превращение, вязко-упругая релаксация напряжений, скоростная чувствительность твердости, деформационное упрочнение, локальный нагрев и неоднородное распределение напряжений в зоне деформирования под индентором.

Анализ результатов исследования ФП при индентировании материалов с различной исходной структурой (монокристаллы  $\text{CaF}_2$  и  $\text{PbWO}_4$ , квазикристалл  $\text{Y-Mg-Zn}$ , керамики на основе  $\text{ZrO}_2$ ) позволил идентифицировать фазы высокого давления в  $\text{CaF}_2$  и  $\text{PbWO}_4$ . Показано влияние сдвиговых напряжений под индентором на величину давления, инициирующего ФП в этих материалах. Исследована на субмикронном уровне зависимость параметров ФП от скорости деформирования. По гистерезисным явлениям при повторном нагружении квазикристалла  $\text{Y}_{10}\text{Mg}_{30}\text{Zn}_{60}$  обнаружена нанокристаллизация в полосе локализованного сдвига и вокруг нее, и установлен верхний предел скорости относительной деформации, при которой этот процесс при комнатной температуре может протекать. Исследована кинетика мартенситных превращений в частично стабилизированной структуре диоксида циркония. Установлено, что локализация ФП в субмикробъеме на два порядка величины сокращает время максимального выхода мартенсита.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 01-02-16573) и Министерства Образования РФ (грант в области естественных наук № E02-3.4-263).*

## ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ, ВНУТРЕННИЕ НАПРЯЖЕНИЯ И СТАДИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Конева Н.А.

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

В процессе пластической деформации происходит накопление дислокаций и их организация, сопровождающаяся образованием определенных типов субструктур. Появление нового типа субструктуры определяет возникновение новой стадии деформационного упрочнения на зависимости напряжения  $\sigma$  от степени деформации  $\varepsilon$ . С формированием определенных типов субструктур связан характер поля внутренних напряжений (ВН). Дислокационные субструктуры классифицируются по нескольким различным признакам: (1) по термодинамическому (низкоэнергетические-LEDS) и высокоэнергетические- HEDS); (2) по наличию разориентировок (разориентированные и неразориентированные); (3) по порядку расположения дислокаций (сетчатые, ячеистые, микрополосовые, фрагментированные и т.д.); (4) по наличию дисклинаций (на дислокационные и дислокационно-дисклинационные). Распределение дислокаций в объеме материала и формирующиеся дислокационные конфигурации определяют уровень ВН и их распределение в объеме материала. Доклад обобщает результаты экспериментальных исследований ВН в различных типах субструктур и их роли в эволюции дислокационного ансамбля с деформацией на различных ее стадиях, полученных автором с сотрудниками методом просвечивающей электронной микроскопии на широком круге ГЦК и ОЦК металлов и сплавов.

Установлено, что на начальных стадиях пластической деформации ВН в среднем по материалу не велики, они возрастают на стадиях разориентированных субструктур (стадии III и IV). ВН обусловлены особенностями строения дислокационного ансамбля. Измерена скорость накопления основных типов дефектов, ответственных за формирование внутреннего поля напряжений на разных стадиях деформации. На стадии II поле напряжений создается скалярным дислокационным ансамблем. Источниками ВН значительной амплитуды внутри формирующихся субструктур на стадиях III и IV являются дислокационные заряды и дислокационно-дисклинационные образования (петли и диполи частичных дисклинаций, оборванные субграницы и т.п.). Изучены поля напряжений от источников, непосредственно не связанных с субструктурой. Такими источниками являются стыки зерен и уступы на их границах в поликристаллах. ВН возникают из-за несовместности деформации зерен, приводящей к возникновению стыковых дисклинаций. Установлено, что во всех случаях поля экранированы дислокациями, перераспределяющимися в окрестности источников ВН. Приведены данные о полях от конкретных источников различной природы, а также данные о средних значениях ВН и их эволюции с деформацией. Важную роль в эволюции субструктуры играет дисперсия ВН. Она возрастает при переходе к разориентированным субструктурам (стадии III и IV). На основе выполненных измерений и оценки накопленной упругой энергии при образовании различных субструктур проведено разделение последовательностей субструктурных превращений на два типа - низкоэнергетический (LEDS) и высокоэнергетический (HEDS). Стремление ВН к релаксации обуславливает формирование и перестройку субструктур на различных стадиях пластической деформации.

## ЗАВИСИМОСТЬ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛОВ ОТ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Поляков В.В., Алексеев А.Н., Жданов А.В.

*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия*  
[polyakov@phys.dcn-asu.ru](mailto:polyakov@phys.dcn-asu.ru)

При изучении рассеяния упругих колебаний в пористых материалах эффективным является измерение внутреннего трения. Значительной структурной неоднородностью характеризуются высокопористые металлы. В связи с этим воздействие внешних условий на процессы диссипации механической энергии имеет сложный характер и мало изучено. В настоящей работе на примере пористых железа и меди исследуется влияние термомеханической обработки на температурный релаксационный спектр пористых металлических материалов.

Измерения величины внутреннего трения проводились на установке, работавшей по принципу обращенного крутильного маятника. Исследования проводились в амплитудонезависимой области при частоте  $f=20$  Гц в интервале температур от 300 до 900 К. Величина внутреннего трения определялась путем регистрации свободных крутильных колебаний в диапазоне температур от комнатной до 900-1000 К. Полученные данные были использованы для расчета энергии активации  $H$  зернограничной релаксации, вычислявшейся по частотному сдвигу зернограничных пиков.

Образцы для исследований изготавливались из железного ПЖРВ2 и медного ПМ1 порошков путем прессования и последующего спекания в вакууме. Пористость образцов  $P$ , вводимая как объемная доля пустот, изменялась в интервале от 0 до 40%.

Изменение параметров структуры создавалось путем термомеханической обработки. Образцы подвергались отжигу, проводившемуся в вакууме в течение 30 часов при  $T=1000$  К с последующим остыванием с печью. К части отожженных образцов применялся механический наклеп. Структурные параметры, характеризующие зерна, поры и границы раздела, количественно анализировались по металлографическим шлифам.

В результате измерений было установлено, что под влиянием отжига зернограничные максимумы внутреннего трения в пористых металлах смещались в сторону меньших температур. Наблюдалось также уменьшение высоты пиков с одновременным уширением вследствие увеличения разброса в размерах зерен. Влияние наклепа проявлялось в росте фона внутреннего трения, связанного с ростом общей дефектности структуры, и в резком увеличении пика в меди, соотносимого с двойниковыми границами. Полученные данные свидетельствуют о специфических механизмах диссипации энергии упругих колебаний в пористых металлических материалах.

1. Поляков В.В., Жданов А.В., Алексеев А.Н. Влияние внутренних поверхностей раздела на температурные релаксационные спектры системы Fe-Cu. Физика металлов и металловедение. 2002. Т. 93. № 1. С. 70-73.
2. Поляков В.В., Жданов А.В., Алексеев А.Н. Влияние пористости на температурную зависимость внутреннего трения в меди. Конденсированные среды и межфазные границы. 2001. Т.3. № 2. С.170-172.
3. Поляков В.В., Жданов А.В. Влияние пористости на температурные релаксационные спектры меди. Металлофизика и новейшие технологии. 2001. Т.23. №2. С. 195-200

## ИКОСАЭДРИЧЕСКИЕ СТРУКТУРЫ В ОБЛУЧЕННЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Хмелевская В.С., Накин А.В., Малынкин В.Г.

*Обнинский университет атомной энергетики, Обнинск, Россия,*  
[khmel@iate.obninsk.ru](mailto:khmel@iate.obninsk.ru)

В облученных ионами металлических материалах при высоких уровнях радиационного повреждения были обнаружены неравновесные структуры, в которых матрица оказалась армированной малыми (3-4 нм) кластерами, занимающими значительную часть объема. В области существования данных структур значительно изменялась рентгеновская дифракционная картина, а также наблюдались сильные изменения свойств, относящихся как к ионной, так и к электронной подсистемам металла. Так, микротвердость сплавов изменялась в несколько раз, а оценка электронной подсистемы с помощью измерений термоЭДС также указывала на большие изменения. Структуры появлялись в некотором узком интервале радиационных параметров (интегральных доз, температур мишени и интенсивностей ионного потока); при пострadiационном отжиге они исчезали.

Анализ структурных эффектов (присутствие кластеров, изменения картины рентгеновской дифракции) позволил предложить модель, базирующуюся на рассмотрении локальной перестройки кристаллической решетки в окрестности вакансии, в результате чего образуются атомные группы икосаэдрической симметрии. Дальнейший их рост приводит к формированию малых кластеров, состоящих из тех же, что и матрица, атомов, но с отличной от матрицы симметрией. По-видимому, именно образование такого естественного композита и вызывает наблюдаемое изменение свойств материала.

Математическое моделирование показало, что преобразование исходного полиэдра в атомную группу с новой симметрией (в ГЦК это переход кубооктаэдр – икосаэдр, в ОЦК – переход ромбододекаэдр – многогранник Франка-Каспера) приводит к различной деформации ребер полиэдра. В результате отдельные кристаллографические направления, принадлежащие одной совокупности, приобретают разную длину, и совокупность разбивается на две (или больше) совокупностей. Это должно привести к наблюдаемому изменению рентгенодифракционной картины – расщеплению пиков (поскольку сами кластеры из-за своей малости не дают самостоятельной дифракционной картины).

Эксперименты, выполненные методами молекулярной динамики, показали, что кластеры икосаэдрической симметрии с вакансией внутри устойчивы до определенного размера, а энергия образования вакансии в них меньше, чем в кластере исходной симметрии, и имеет минимум при определенном размере кластера.

В ОЦК-материалах также имеется устойчивая атомная конфигурация икосаэдрической симметрии, однако в этом случае необходимо иметь атомы разного размера, что, очевидно, реализуется в сплаве.

1. Khmelevskaya V.S., Malynkin V.G. // Phase Transitions. 1997. V.60. P. 59-65.
2. Khmelevskaya V.S., Kraposhin V.S., Malynkin V.G. // Int. Journ. Non-Equilibr. Processing. 1998. V.10. № 3/4. P. 323-331.
3. Хмелевская В.С., Накин А.В., Малынкин В.Г. Изв. вузов. Физика. 2001. № 6. С.33-37.

## УПОРЯДОЧЕНИЕ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЯХ

Ткачёв С.П., Ткачёва Г.И., Косарева Е.А.

*СамГТУ, Самара, Россия*

Исследовалось влияние температуры отпуска закалённых сталей 30ХГСА и 30ХГСНА на кинетику процессов упорядочения легирующих элементов и влияние иницированного структурного состояния на прочностные свойства этих сталей.

После гомогенизирующего отжига в атмосфере аргона, закалки от температуры 900°C и охлаждения в 10% водном растворе NaCl при температуре 10-15°C, образцы выдерживались в течение двух часов при температурах от 50°C до 750°C с интервалом в 50°C. Затем одна часть образцов охлаждалась в воду, другая - с печью.

Последующие испытания полученных образцов на ударную вязкость позволили установить зависимость  $a_n(T^{\circ}_{отп})$ , которая являлась косвенным индикатором особенностей структурных превращений. С помощью РЭМ поверхности излома был дополнительно подтверждён характер разрушения, а также выявлены форма и характер распределения карбидных выделений.

Рентгеноструктурный анализ дал возможность определять изменение сингонии матрицы, устойчивость структуры к термическим воздействиям, зависимость параметров тонкой кристаллической структуры от температуры отпуска, а также величину среднеквадратичных статических смещений атомов кристаллической решётки из положений равновесий.

Проведённые исследования с использованием разработанных и усовершенствованных рентгенографических методов, а также данные электронной микроскопии и механических испытаний позволили установить следующие закономерности: при температурах отпуска 250°C, 350°C, 450°C и 550°C образуются обогащённые объёмы предвыделений (ООП), т.е. зоны с повышенным содержанием соответствующих легирующих элементов. Эти области связаны когерентно с матрицей, но имеют тетрагональную структуру. Температура их образования в системе MeC находится между температурами выделения определённых пластинчатых и равноосных карбидов. Выделение (ООП) сопровождается замедлением релаксационных явлений, ростом наведённой тетрагональности структуры матрицы, уменьшением среднеквадратичных статических смещений атомов кристаллической решётки из положений равновесий, уменьшением толщины деформированного слоя при распространении трещины излома при ударном воздействии, что и приводит к падению ударной вязкости.

1. С.П.Ткачёв Рентгенографический анализ кристаллических структур без разделения дифракционных мультиплетов (обзор). Зав.лаб. 1996, №8. С.27-31.
2. С.П.Ткачёв Рентгенографические методы исследования кристаллических структур при неразрешающихся дифракционных мультиплетах. Вестник СамГТУ. 1996, Выпуск 4.С. 152-174.

## МЕХАНИЧЕСКАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ В КОНЦЕНТРАЦИОННО-НЕОДНОРОДНЫХ СРЕДАХ МЕТАЛЛ-ВОДОРОД

Спивак Л.В., Скрыбина Н.Е.

*Пермский государственный университет, Пермь, Россия*

[levspivak@permonline.ru](mailto:levspivak@permonline.ru)

Исследован деформационный отклик в неоднородном силовом поле в сплавах Pd-H, Nb-H и V-H с 30-40 ат.% водорода при нагреве в интервале температур, превышающих область существования кристаллографически упорядоченной гидридной фазы. Объектом исследования служила проволока из поликристаллического палладия, ванадия и ниобия (чистота по сумме примесей не хуже 0,001 ат%) диаметром 0,5 мм. Измерение деформации сдвига при кручении определяли на обратном крутильном маятнике с точностью  $\pm 1 \cdot 10^{-6}$ . Водород в образцы вводили из кислого электролита на базе 1N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> с активаторами наводороживания при плотности катодного тока  $250 \div 700 \text{ А/м}^2$ .

Установлены три особенности поведения таких сплавов при нагреве в неоднородном поле напряжений: деформации развиваются в области существования гидридной фазы при ее исчезновении; деформации нарастают в области температур спинодального распада; деформации с гораздо меньшей скоростью имеют место и при нагреве выше температуры спинодального распада.

При охлаждении развитие деформационного отклика позволяет четко выделить области спинодального распада (сплавы Nb-H и V-H) и деформации эффекта пластичности превращения при гидридообразовании.

Изотермическое нагружение сплава Pd-H в районе температур спинодального распада позволило оценить величину эффективного активационного объема  $V^*$  процессов, контролирующих развитие деформации. При 20 °С  $V^*$  имеет значение порядка  $32 \cdot 10^{-22} \text{ см}^3$ , при 125 °С  $V^* = (11 \div 15) \cdot 10^{-22} \text{ см}^3$ , при 185 °С  $V^* = 6,5 \cdot 10^{-22} \text{ см}^3$ . Первое, что необходимо отметить, состоит в том, что  $V^*$  в данном случае на несколько порядков меньше активационного объема процессов, контролируемых движением дислокаций. Однако он остается на порядок больше, чем активационный объем, в котором совершается элементарный акт диффузии –  $0,64 \cdot 10^{-22} \text{ см}^3$ . На этом основании можно полагать, что мы имеем дело с некоторым кооперативным процессом, который охватывает более чем  $10 \div 100$  элементарных ячеек. Скорее всего, эти образования представляют собой обогащенные водородом области сплава – водородные кластеры. Определение энергии активации процессов изотермического деформационного отклика дает значения, лежащие для всего временного интервала в диапазоне  $0,12 \div 0,14 \text{ эВ}$ . Такой разброс вполне отвечает погрешностям в определении самой деформации. Однако во всех случаях величина эффективной энергии активации оказалась много меньше энергии активации диффузии водорода в этом температурном интервале –  $0,23 \text{ эВ}$ . По-видимому, это является следствием того, что поле внешних напряжений снижает величину энергии активации переориентировки водородных кластеров, несмотря на то, что такая переориентировка предполагает диффузионные потоки водорода в области локальной перестройки структуры сплава. Дополнительную механическую неустойчивость создает диффузионное перераспределение водорода по сечению материала и уменьшение концентрационной неоднородности материала по его объему.

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

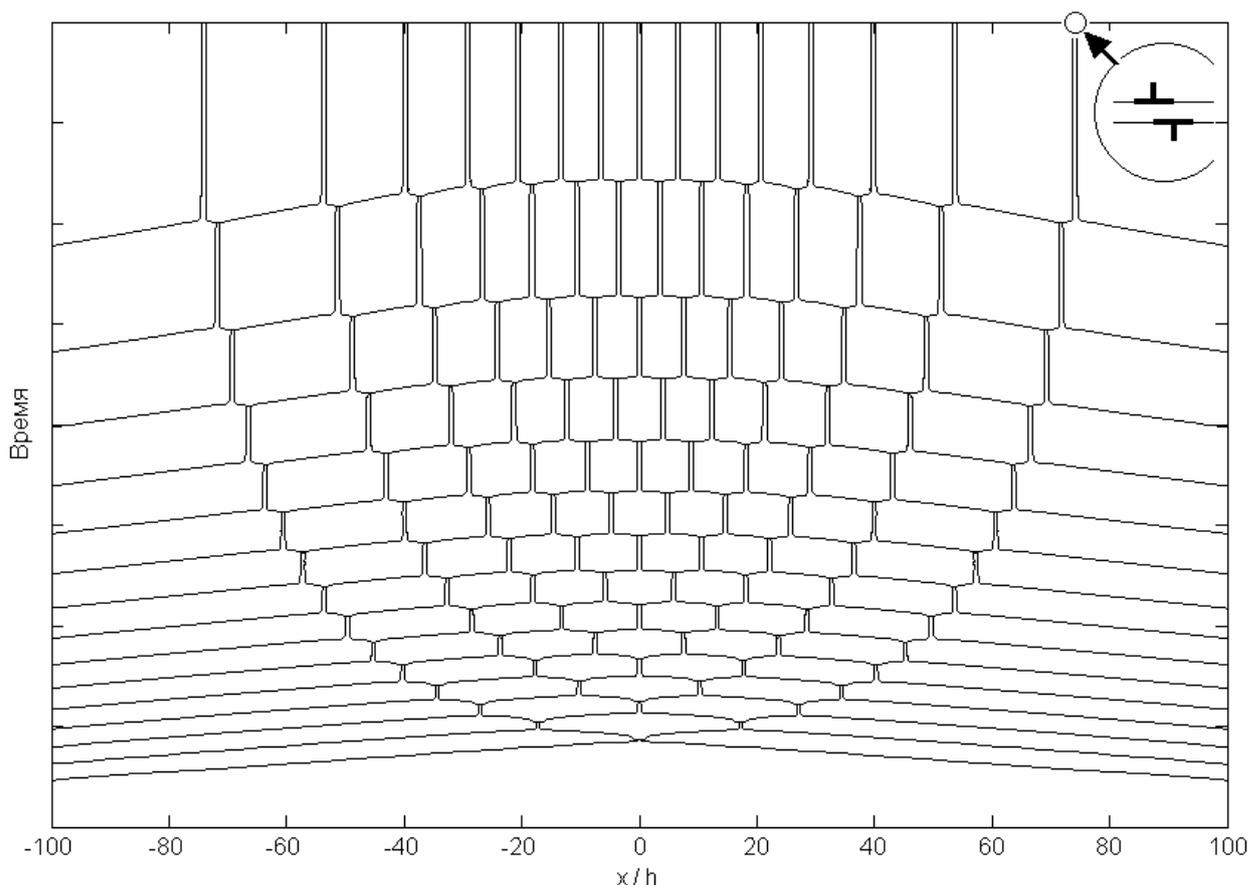
# ПЛОСКОЕ СКОПЛЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫХ ДИПОЛЕЙ

Федосеев О.Б.

*ТГУ, Тольятти, Россия*

Скопление краевых дислокаций с обратными векторами Бюргера в двух параллельных плоскостях образует плоское скопление дислокационных диполей, представляющее интерес в различных задачах, в частности, при описании структуры движущегося фронта сдвига.

В простейшем случае образование скопления можно представить как результат действия двух источников Франка-Рида, расположенных по обе стороны скопления и испускающих дислокационные петли в достаточно близко расположенных параллельных плоскостях. Типичная эволюция скопления представлена на рис. 1 в координатах: абсцисса - нормированное расстояние между плоскостями сдвига расстояние до центра скопления, ордината - безразмерное время. Дислокационные петли (в представленном сечении – краевые дислокации противоположного знака) попарно подходят к скоплению с обеих сторон в последовательные моменты времени. Приход каждой пары петель вызывает существенную перестройку структуры скопления, поскольку дислокации переходят в соседние диполи вглубь скопления.



*Рис. 1. Эволюция структуры плоского скопления дислокационных диполей*

В докладе представлены зависимости геометрических параметров и энергии скопления от числа дислокаций, приложенного напряжения, напряжения трения и др. для случая изотропного тела.

## ПОРИСТОСТЬ И ПРОЧНОСТНЫЕ СВОЙСТВА ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г.

*ФТИ им.А.Ф.Иоффе РАН, Санкт--Петербург, Россия*  
[Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru](mailto:Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru)

Нарушение сплошности в виде микроскопических пор и трещин являются широко распространенными дефектами твердых тел, оказывающими существенное влияние на их физико-механические свойства [1]. Микронесплошности образуются при приготовлении материалов (порошковые, литые, аморфные сплавы; керамики; электролитические и напыленные пленки и т.д.); при пластической деформации, развивающейся в процессе нагружения (эксплуатации) материалов; при интенсивных внешних воздействиях (радиационных, лазерных, коррозионных). Таким образом, можно, очевидно, говорить о врожденной (технологической) и «наведенной» (эксплуатационной) микропористости. Как правило, образование и развитие пористости ведет к деградации свойств твердых тел, а регенерация сплошности, например, за счет залечивания пористости, повышает (или восстанавливает) эти свойства.

Анализируются полученные авторами данные изучения врожденной пористости и её распределения в широком диапазоне размеров (от нескольких нанометров до нескольких микрон) для цемента [2], карбида кремния [3], аморфных сплавов [4]. Оценка параметров пор проводилась комплексом методов: малоугловым рентгеновским рассеянием, электронной и оптической микроскопией, ядерным магнитным резонансом (цемент).

Показано, что залечивание пористости при воздействии повышенных температур и (или) давлений заметно повышает прочность, микротвердость, а также модуль Юнга.

Развитие и залечивание деформационной пористости изучалось на образцах поликристаллической меди, которые испытывались в режиме высокотемпературной ползучести. Установлено, что переход к макроразрыву происходит при достижении определенной степени поврежденности границ зерен, а промежуточное залечивание накапливающихся в процессе ползучести микропор позволяет существенно повысить долговечность [5, 6].

1. П.Г.Черемский, В.В.Слезов, В.И.Бетехтин «Поры в твердом теле», М.Энергоатомиздат, 1990, 375 с.
2. В.И.Бетехтин, А.Г.Кадо́мцев и др. «Концентрация микропор в цементе и их распределение по размерам», Цемент, 1989, №10, 8 – 10 с.
3. A.I.Slutsker, V.I.Betekhtin, A.G.Kadomtsev et al. «Porosity of Silicon Carbide Ceramics», Science of Sintering, 2002, 34, 143 – 156
4. В.И.Бетехтин, А.М.Глезер, А.Г.Кадо́мцев «Избыточный свободный объем и механические свойства аморфных сплавов», ФТТ, 1998, 40, 1, 85 – 89
5. V.Sklenicka, V.I.Betekhtin, A.G.Kadomtsev et al. «Shrinkage of creep cavities in copper by application of high hydrostatic pressure», Scripta Metal., 1991, 25, 2159 – 2164.
6. В.И.Бетехтин, Ю.И.Веселков, Ю.М.Даль, А.Г.Кадо́мцев, О.В.Амосова «Теоретическое и экспериментальное исследование влияния внешней нагрузки на поры в твердом теле», ФТТ, 2003, 45, 4, 42 – 48

## ПОЛУЧЕНИЕ И ИССЛЕДОВАНИЕ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ

Пульнев С.А., Бетехтин К.В., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г.

*ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия*  
[Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru](mailto:Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru)

Введение в металлическую матрицу дисперсных частиц окислов позволяет существенно повысить механические свойства и термостабильность сплавов. Одним из эффективных методов получения таких сплавов является внутреннее окисление. В данной работе изучались закономерности внутреннего окисления двойных и многокомпонентных сплавов на основе меди легированных цирконием и гафнием, которые, в зависимости от состава, широко используются либо в электронике, либо как материалы с эффектом памяти формы.

Основные исследования кинетики внутреннего окисления проводились при отжиге в различных газовых средах моно- и поликристаллов сплавов систем Cu – Zr, Cu – Hf, Cu – Ni – Hf и Cu – Al – Ni – Hf. Анализ полученных данных показал, что отжиг сплавов ведет к образованию по механизму внутреннего окисления частиц окислов ZrO<sub>2</sub> и HfO<sub>2</sub>, при этом глубина внутреннеокисленного слоя зависит от времени отжига (t) как  $t^{1/2}$ . Выявлены составы газовых сред и температурно – временные режимы отжига, позволяющие увеличить глубину окисленного слоя до 5 мм.

Методом малоуглового рентгеновского рассеяния установлено, что после внутреннего окисления образуются сферические и пластинчатые по форме выделения в широком диапазоне размеров от 30 - 300 нм до 1 – 10 мкм в зависимости от системы легирования, состава газовой среды и температурно – временных режимов отжига. При этом объемная доля окисной фазы составляет до 1%.

Дальнейшее повышение механических свойств сплавов может достигаться за счет различных режимов термомеханической обработки.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 03 – 03 - 32606).*

## ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ

Троицкий О.А.

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН*

Первые электрические эффекты в металлах были установлены в начале XIX века. Тепловой эффект действия тока — эффект Джоуля—Ленца — в 1824 году. Несколько годами позже были открыты эффект Пельтье и Зеебека (выделение или поглощение тепла в спаях металлов при пропускании по ним тока, а также обратный эффект).

Установилось мнение, бытовавшее около ста лет, что электрический ток вызывает в металле лишь тепловые эффекты и создает вокруг себя магнитное поле, а его силовое действие сводится к макроскопической силе Ампера, расталкивающей или притягивающей проводники. Силу Ампера связали с микроскопической силой Лоренца, действующей на носителей тока (электроны) со стороны собственного магнитного поля тока.

Затем произошел возврат к проблеме тока как силового фактора, имеющего к то-

му же инерционную компоненту. Сначала Папалекси и Мандельштам в 1911 г, а затем Стюарт и Толмэн в 1916 г, установили, что в металле, находящемся в бестоковом состоянии, при резком его торможении электроны продолжают двигаться по инерции, вызывая импульс тока. Уже тогда можно было догадаться, что с этим должен быть связан механический импульс, передаваемый электронами, продолжающими двигаться по инерции, кристаллической решетке и дефектам кристаллического строения металла — точечным дефектам, примесям, дислокациям и др.

Однако такую гипотезу никто не выдвигал и не проверял по причине неразвитости в то время представлений о дефектах кристаллического строения. Только 50 лет спустя, в конце 70-х годов, в ИФТТ АН СССР было показано, что импульсному току свойственно прямое силовое действие на деформируемые металлические проводники [152]. Ранее механическое действие «электронного ветра» облучательского происхождения в металле было показано в работах [3, 4], а теоретически взаимодействие «электронного ветра» с дислокациями рассмотрено в работе [5].

В мировой научно-технической литературе появилось понятие электропластической деформации металла (ЭПДМ), не связанное с тепловым макроскопическим действием тока. Было показано, что ЭПДМ является кооперативным явлением, включающим собственно электропластический эффект (ЭПЭ) и пондеромоторное действие тока (пинч-эффект) [6].

В 1977 году было обнаружено противоположное ЭПЭ явление возникновения электрического тока и соответствующего потенциала неэлектрического происхождения в быстро движущейся зоне деформации вдоль протяженного проводника [7]. Это явление сродни эффекту Стюарта—Толмэна (Папалекси—Мандельштама), но существует лишь в быстро деформируемом металле. Техническое применение (учет его влияния) оно найдет на скоростных станах тонкого волочения металлической проволоки. Новое явление было названо электронно-деформационным эффектом (ЭДЭ). По своей физической природе ЭДЭ противоположен ЭПЭ, так как в его основе лежит увлечение дислокациями и быстро движущимися зонами пластического течения металла свободных носителей заряда — электронов.

1. Троицкий О.А. Письма в ЖЭТФ, Электромеханический эффект в металлах, 1969, Т. 10, С. 18–22.
2. Троицкий О.А., Розно А.Г. Электропластическая деформация металла. Ж. Физика твердого тела, 1970, Т.12, С. 203–210.
3. Лихтман В.И., Троицкий О.А. ДАН СССР, 1963, Т. 148, № 2, С.332.
4. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Демин В.А. Внешнее электронное и электростатическое воздействия на материалы. М., 2002 г. Изд-во МГИУ, С. 273.
5. Кравченко В.Я. Взаимодействие направленного тока электронов с движущимися дислокациями. ЖЭТФ, 1966, Т.51., С. 1676–1681.
6. Троицкий О.А. Пластическая деформация металла, вызванная пинч-эффектом. Известия АН СССР, сер. Металла, 1977, № 6, С.118-122.
7. Троицкий О.А., Рыжков В.Г. Возникновение электрического потенциала в зоне деформации меди. Письма в ЖТФ. 1977 г. Т.3, С. 680-684.

## СТРУКТУРА И ПРЧНОСТЬ СТАЛИ

Козлов Э.В.

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

Человечество все еще живет в «железном» веке. Стали продолжают оставаться основным конструкционным материалом. Последние несколько десятилетий структура сталей, фазовые превращения и механизмы пластической деформации интенсивно исследуются с помощью высокоразрешающих методик, в особенности методами дифракционной электронной микроскопии. В настоящем докладе на основании литературных данных и по результатам автора с сотрудниками рассмотрены последние достижения в этой области.

Количественная дифракционная электронная микроскопия позволяет дать классификацию основных структурных параметров, определяющих предел текучести, деформационное упрочнение, локализацию деформации и предел прочности основных классов стали: мартенситных, бейнитных, перлитных, феррито-перлитных, сталей с карбидным упрочнением, а также двухфазных ( $\alpha + \gamma$ ) и аустенитных. Особое внимание уделено сталям с  $\delta$  - ферритом. Детально рассмотрены дислокационные механизмы деформации и упрочнения: твердорастворное (замещение и внедрение), атмосферное и внутриядерное (на дислокациях), субструктурное, дисперсное, поликристаллическое (размер зерна и текстуры). Изложены концепции, связанные с различными видами предела текучести.

Проблема деформационного упрочнения современных сталей базируется на трех совокупностях процессов, протекающих в ходе пластической деформации, а именно: (1) субструктурные превращения, (2) фазовые превращения и перенос атомов углерода, (3) различные виды локализации деформации на мезо- и макроуровнях. Эти процессы для сталей различного класса рассмотрены в докладе. Деформационное упрочнение анализируется на тщательном рассмотрении стадий зависимостей  $\sigma = f(\epsilon)$ , где  $\sigma$  - напряжение течения,  $\epsilon$  - деформация. На этой зависимости в общем случае имеют место: (1) неупругость до предела текучести, (2) предел текучести, (3) площадка текучести, (4) стадии упрочнения III и IV, (5) переход к локализации деформации, (6) стадии локализованной деформации, (7) стадия с заметным вкладом раскрывающихся трещин в удлинение, (8) стадия разрушения. На примере различного класса сталей представлены субструктурные, морфологические и фазовые изменения в ходе пластической деформации, а также картина локализации деформации. Особое внимание уделено экзотическим случаям стадийности, обусловленных сменой механизма деформации, – двойникованию,  $\epsilon$  - мартенситу и т.д. На всех стадиях анализируются вклады в сопротивление деформированию. Особое внимание уделено полям внутренних напряжений и их источникам. Проблема разрушения базируется на рассмотрении микротрещин, степени их заостренности, деформационной зоны в голове, траектории их распространения. Рассмотрено влияние субструктуры на картину излома. При этом выделены стали мартенситного, бейнитного и феррито-перлитного классов. В доклад включены результаты исследования активного и усталостного нагружений.

## ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА КОЭФФИЦИЕНТ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ ТВЕРДОСТИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНО- И МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ

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

*Тамбовский государственный университет, Тамбов, Россия.*

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

В последнее время возрос интерес к разработке новых методов неразрушающего контроля и исследованию механических свойств материалов на новом наномасштабном уровне характерных размеров объекта или деформируемой области материала. Особый интерес вызывают закономерности и механизмы кратковременной пластической деформации, протекающей в микро- или нанобъемах твердых тел и тонких приповерхностных слоях, механические свойства которых могут существенно отличаться от аналогичных свойств в макрообъеме. Исследования процесса формирования отпечатка с высоким пространственным и временным разрешением, особенно на начальной стадии внедрения, могут дать качественно новое понимание механизмов деформирования при действии кратковременных высоких локальных напряжений. Кроме того, знание реальной динамики внедрения индентора позволит получить и качественно новую информацию о роли масштабного, и скоростного факторов при деформировании субмикробъемов различных материалов

В данной работе ставилась цель исследования влияния скорости относительной деформации -  $\dot{\epsilon}$  на кинетику формирования отпечатка, величину динамической твердости материала -  $H_d$  и коэффициент скоростной чувствительности микротвердости ряда ионных и ковалентных кристаллов (KCl, LiF, ZnS, Ge, GaAs, MgO, Si), металлов (Al), полимеров (ПММА) и керамик ( $ZrO_2$ ) в диапазоне  $\dot{\epsilon}$  от  $3 \times 10^{-3}$  до  $10^2 \text{ c}^{-1}$ , перекрывающем около пяти порядков величины, при глубине отпечатка  $\leq 1 \text{ мкм}$ .

Индентирование осуществляли алмазной пирамидой Берковича под действием треугольного импульса силы с варьируемой амплитудой  $P_{\max} \leq 420 \text{ мН}$  и длительностью фронта импульса нагружения - в диапазоне времен  $\tau = 10 \text{ мс} \div 300 \text{ с}$ , на динамическом наноиндентометре собственной конструкции. Это обеспечивало эквивалентные условия испытания при различных значениях  $\dot{\epsilon} \approx v/h \sim 1/\tau$ . Отношение  $P_{\max}$  к соответствующей площади пластического отпечатка  $S$  принимали за динамическую твердость материала  $H_d = P_{\max}/S$ . Для всех исследованных материалов установлена зависимость кинетики формирования отпечатка, величины динамической твердости материала и коэффициента скоростной чувствительности динамической твердости от прочностных свойств материала (отношения статической твердости к модулю Юнга исследуемого материала).

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 01-02-16573) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр Е02-3.4-263).*

# ЗАВИСИМОСТЬ КИНЕТИКИ ФОРМИРОВАНИЯ ОТПЕЧАТКА ОТ СКОРОСТИ ПРИЛОЖЕНИЯ НАГРУЗКИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

Головин Ю.И., Тюрин А.И., Бойцов Э.А.

Тамбовский государственный университет, Тамбов, Россия

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

В работе приводятся результаты исследования кинетики формирования отпечатка в зависимости от скорости приложения нагрузки к индентору в интервале от 24 мН/с до 2,4 Н/с. Это позволило проанализировать влияние неравновесности зоны локальной деформации, сформированной быстрым нагружением, на характеристики ползучести в стадии постоянства нагрузки.

Установлено, что ползучесть в LiF и ПММА на плато нагрузки проходит в две стадии. В LiF кинетика первой стадии (характерное время  $t$  до 7 – 8 с) — зависит от скорости нагружения, а второй (8 с  $< t < 20$  с) — практически нет (рис.1). Проведен активационный анализ выявленных стадий ползучести. Показано, что на первой стадии величина активационного объема  $\gamma$  изменяется от  $5 \cdot 10^{-29}$  м<sup>3</sup> до  $10^{-28}$  м<sup>3</sup> (рис. 2), а на второй — составляет величину порядка  $1,5 \cdot 10^{-28}$  м<sup>3</sup>. Полученные значения величины  $\gamma$  соответствуют дислокационным механизмам течения в условиях сильно сформированного материала.

Отличия в величине  $\gamma$  на разных стадиях, а также влияние скорости нагружения на ход зависимости  $\gamma = f(t)$  на I стадии свидетельствует о смене одного дислокационного механизма другим при переходе от I ко II стадии пластичности. Такой переход позволяет предположить смену механизма, лимитирующего движение дислокаций (например, от переползания к скольжению).

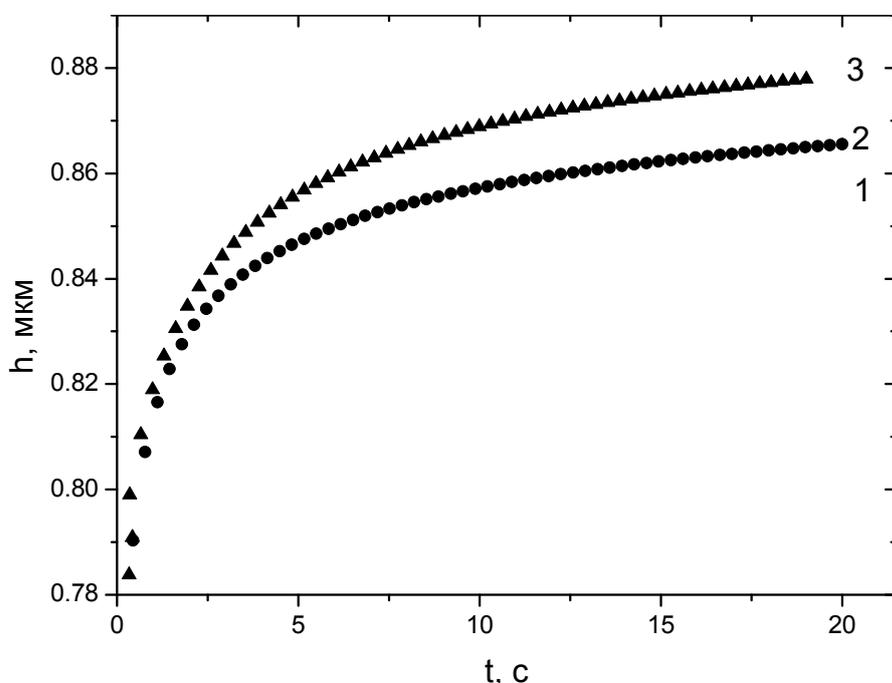


Рис. 1. Зависимости  $h(t)$  на стадии ползучести в LiF для различных времен достижения максимальной силы  $t_{\phi}$ :  
1 – 0,01 с;  
2 – 0,1 с;  
3 – 1 с.

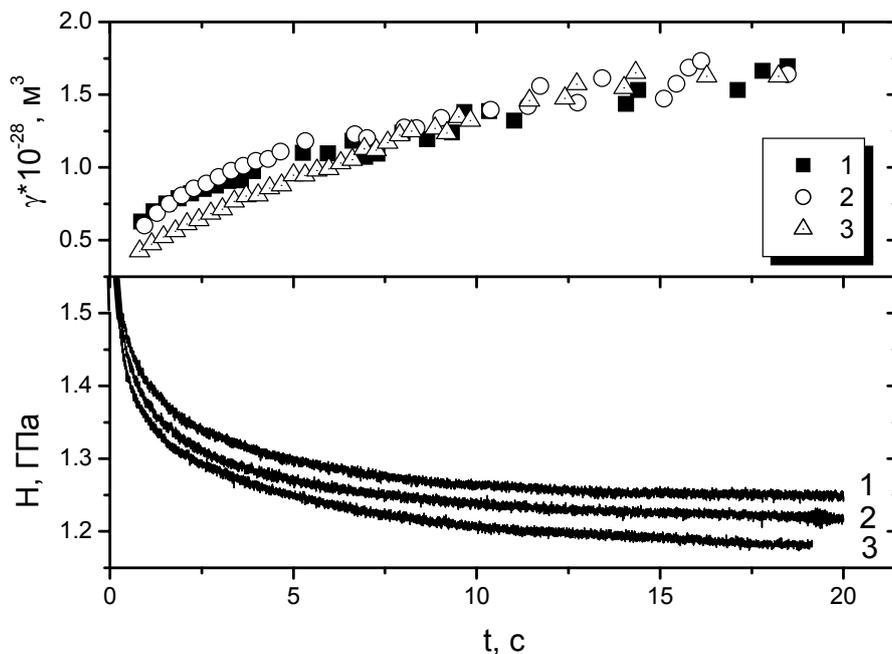


Рис. 2. Зависимость  $H_d(t)$  и  $\gamma(t)$  от времени выдержки материала под нагрузкой на стадии ползучести, на примере LiF. 1 –  $t_\phi = 0,01$  с; 2 –  $t_\phi = 0,1$  с; 3 –  $t_\phi = 1$  с.

В ПММА скорость нагружения так же влияет на кинетику I стадии (характерное время  $t$  — 4 – 5 с) и практически не влияет на кинетику второй ( $5 \text{ с} < t < 20 \text{ с}$ ). Проведенный активационный анализ показал, что величина  $\gamma$  меняется на первой стадии от  $10^{-28} \text{ м}^3$  до  $3 \cdot 10^{-28} \text{ м}^3$ , а второй стадии остается неизменной  $\sim 3 \cdot 10^{-28} \text{ м}^3$ . Полученные значения  $\gamma$  сопоставимы с объемом хребтового звена макромолекулы ПММА. Это свидетельствует в пользу того, что на стадии ползучести пластическая деформация ПММА обусловлена движением хребтовых сегментов макромолекулы.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 01-02-16573) и Министерства образования РФ (грант № E02-3.4-263).

## РАЗРАБОТКА СПОСОБОВ ПОВЫШЕНИЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ

Алехин В.П., Алехин О.В., Калмакова Н.В., Узинцев О.Е.  
Московский государственный индустриальный университет

Пьен Й.С., Азума Ш.Н., Ким Ч.С., Чо И.С.  
Дизайн Мекка / Сан Мун университет, Асан, Южная Корея

Разработаны критерии оптимизации технологических и структурных параметров процессов поверхностной упрочняющей обработки (ПУО), которые выводят материал на максимум физико-механических и соответствующих эксплуатационных свойств. Определены основные принципы согласования "внешних" (технологических) и "внутренних" (структурных) параметров ПУО применительно к ультразвуковому выглаживанию (УЗВ) и выглаживанию стальным роликом (ВСП).

Проведен анализ совместного упрочняющего влияния на материалы 2-х параллельно действующих и дополняющих друг друга процессов: непосредственно поверхностной обработки и эффекта динамического (во время обработки) и последующего статического (после обработки) деформационного старения (ДС) за счет осаждения быстродиффундирующих примесей внедрения (углерод, азот) на дислокациях и более жесткого их закрепления. Как правило, ранее эти явления рассматривались без взаимосвязи, отдельно друг от друга. С другой стороны, и сам процесс деформационного старения изучался только в условиях обычной объемной деформации всего материала в целом и не рассматривался для конкретных технологических процессов поверхностного упрочнения, создающих градиент повышенной плотности дислокаций и соответствующий градиент внутренних остаточных напряжений, которые должны в существенной степени изменять кинетику и основные закономерности деформационного старения в отличие от обычно рассматриваемых условий его протеканий при равномерной деформации всего образца по его поперечному сечению.

Показано, что использование оптимальных температурно-временных режимов естественного и искусственного ДС дает эффект необычно высокого дополнительного упрочнения поверхностных слоев, выражающийся в приросте микротвердости на 200 – 300 % для низкоуглеродистых сталей.

В целях практического использования эффекта ДС для дополнительного повышения свойств после УЗВ и ВСП исследована кинетика искусственного ДС и подобраны его температурно-временные режимы адекватные по упрочняющему эффекту процессу естественного ДС. Проведена теоретическая оценка энергии взаимодействия дислокаций с собственными и примесными точечными дефектами.

Уточнена физическая природа и разработаны альтернативные представления о механизме и кинетике деформационного старения ОЦК материалов с позиций не только традиционного учета роли быстродиффундирующих примесей внедрения, закрепляющих дислокационную структуру, но и собственных точечных дефектов (СТД) и их взаимодействия с образующимся приповерхностным градиентом плотности дислокаций. Характерная особенность ОЦК материалов при деформации – истощение краевых и накопление винтовых компонент дислокационной структуры, вследствие резкого различия их напряжений Пайерлса, примерно в  $10^3$  раз — является главным аргументом в пользу предложенного механизма. Теоретически и экспериментально показано наличие механизма "диффузионной накачки" применительно к условиям одноосного, контактного и знакопеременного циклического нагружения.

## **ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ В ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ**

Золоторевский Н.Ю., Васильев Д.М., Титовец Ю.Ф.

Рентгеновским методом исследовали микронапряжения, возникающие в ферритной фазе перлитной стали при волочении проволоки до истинной деформации 2. Два вида микронапряжений возникают в деформированном перлите. Во-первых, "межфазные напряжения", которые вызваны различием в пластическом течении феррита и цемента. Во-вторых, "мезонапряжения", вызванные различием в деформации сопредельных областей феррита, имеющих разные ориентации кристаллической решетки. Наличие мезонапряжений в совокупности с кристаллографической текстурой  $\langle 110 \rangle$  делает невозможным использование традиционной  $\sin^2\psi$  методики для анализа остаточных напряжений в сильно деформированной проволоке. Поэтому была разработана методика, позволяющая в данных условиях оценить напряжения с помощью сравнения измеренных деформаций с рассчитанными на основе микромеханической модели.

Показано, что сжимающие осевые межфазные напряжения в феррите, достигающие уровня около 400 МПа при малых деформациях, в ходе волочения до истинной деформации 2 постепенно снижаются примерно на порядок. Отмечается, что эволюция межфазных напряжений коррелирует с изменением локальной пластичности перлита. Обнаруженный эффект может быть связан как с существенным изменением структурного состояния цементитных ламелей при больших деформациях, так и с образованием механической текстуры – выстраиванием ламелярной структуры перлита вдоль оси волочения. Чтобы проверить эти гипотезы, был проведен дополнительный эксперимент, включавший в себя отжиг холодотянутой проволоки, обеспечивающий сохранение механической и кристаллографической текстуры (при таком отжиге рекристаллизация протекает только внутри цементитных ламелей) и последующее одноосное растяжение образцов проволоки. Показано, что в таких отожженных образцах межфазные напряжения возрастают в процессе растяжения так же, как и в исходном (до волочения) перлите, в котором текстура отсутствует. Это можно рассматривать как подтверждение гипотезы, согласно которой уменьшение межфазных напряжений и возрастание локальной пластичности связано с изменением структурного состояния цементитных ламелей.

## **САМООРГАНИЗАЦИЯ ДЕФЕКТНЫХ СТРУКТУР В КРИСТАЛЛАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИЯХ**

Старостенков М.Д.<sup>1</sup>, Патудин В.М.<sup>1</sup>, Старостенков Д.М.<sup>1</sup>, Козлов Э.В.<sup>2</sup>

*Алтайский государственный технический университет,  
Барнаул, Россия,*

[genphys@agtu.secna.ru](mailto:genphys@agtu.secna.ru)

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

Известно, что при определенном интенсивном внешнем воздействии на кристаллические материалы их структура трансформируется и, как реакция на внешние воздействия, формируется определенный тип дефектной структуры в материале. В частности, в работах Козлова Э.В., Коневой Н.А. продемонстрирована эволюция субструктур на дислокационном и межзеренном уровне, наблюдавшаяся в процессах пластической деформации материалов [1]. С ростом интенсивности внешних воздействий на материал в нем протекают неравновесные процессы. При этом возможна самоорганизация структуры с характерными для этого процесса элементами бифуркаций, возникновением определенной организации дефектной структуры. В настоящей работе приводятся примеры самоорганизации дефектной структуры в ГЦК решетке твердого аргона, обнаруженные в компьютерном эксперименте [2, 3]. По методу вариационной квазистатики стартовый идеальный кристалл твердого аргона подвергался импульсному нагружению, а затем происходила его релаксация. В интервале упругих деформаций в кристалле обнаружена стадия возникновения волн статических смещений атомов. С ростом величины деформации в зонах интерференции волн в кристалле образуются дислокации. В результате на графике изменения потенциальной энергии кристалла с деформацией обнаруживается участок с бифуркацией. Таким образом, дислокации оказываются определенным элементом самоорганизации структуры, подвергнутой деформации. С ростом интенсивности нагружения кристалл реагирует возникновением новых структурных дефектов: дислокации в других системах скольжения, поры, микротрещины, области поворотов, трещины и др. В зависимости от типа деформации таких структурных элементов обнаружено до 12 типов.

Подобные примеры самоорганизации твердого тела обнаружены в случае импульсного теплового воздействия на материалы при исследовании особенностей фазовых превращений типа порядок-беспорядок. Здесь структурные элементы соответствуют возникновению антифазных границ, антифазных доменов, зародышей новых фаз, кластеров.

1. Конева Н.А., Соснин О.В., Теплякова Л.А., Громов В.Е., Коваленко В.В. Эволюция дислокационных субструктур при усталости. Новокузнецк. СибГИУ.–2001.–105 с.
2. Ovcharov A.A., Dmitriev S.V., Starostenkov M.D. The Atomic Displacement Static Waves Inside a zone from Elastic to Plastic Transformation // Computational Materials Science.–1998.–No.– P. 325–328.
3. Najah Y.Gorge, Starostenkov M.D., Ovcharov A.A Generation cross-slip dislocation from loop dislocation // 31<sup>st</sup> International SAMPE Automotive Conference, September 27– 29, 1999, Detroit, USA, Abstract Book, P. 313.

### **ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ ДВУМЕРНОГО КРИСТАЛЛА Ni<sub>3</sub>Al В ЗАВИСИМОСТИ ОТ ДЕФОРМАЦИИ, КОНЦЕНТРАЦИИ ВАКАНСИЙ И ТЕМПЕРАТУРЫ**

Старostenkov М.Д., Холодова Н.Б., Кондратенко М.Б.

*АлтГТУ, Барнаул, Россия*  
[genphys@agtu.secna.ru](mailto:genphys@agtu.secna.ru)

Методом компьютерного моделирования исследуется процесс разупорядочения двумерного кристалла Ni<sub>3</sub>Al сверхструктуры L<sub>12</sub> в зависимости от температуры и концентрации вакансий при различных величинах деформации всестороннего сжатия.

Объектом исследования служит блок кристалла, содержащий до 10<sup>5</sup> атомов упакованных по типу плоскости {111} сверхструктуры L<sub>12</sub>. За пределами блока кристалл распространяется на бесконечность с использованием периодических граничных условий. Взаимодействие между различными парами атомов распространяются вплоть до восьмого соседства и задаются эмпирическими потенциальными функциями Морзе с параметрами, найденными в [1].

В зависимости от задаваемых условий, релаксация исследуемого кристалла выполнялась с использованием метода молекулярной динамики.

В зависимости от температуры и давления смещения атомов в процессе релаксации определялись решением обыкновенных дифференциальных уравнений движения Ньютона. Скорости движения атомов с изменением их кинетической энергии задавались согласно распределению Максвелла [2]. Величина деформации всестороннего сжатия соответствовала определенному изменению параметра решетки сплава. Распределение вакансий в кристалле при определенной их концентрации задавалось случайно по закону стохастики. При определенной концентрации вакансий задавалась стартовая конфигурация упорядоченного кристалла, который затем подвергался импульсному разогреву до определенной температуры, выдержке кристалла в течение 100пс компьютерного времени с последующим быстрым охлаждением посредством диссипации энергии за пределы исследуемого блока кристалла. При этом определялась величина коэффициента диффузии и фазовый состав исследуемой структуры.

Построены графики зависимости коэффициента диффузии от величины деформации всестороннего сжатия в зависимости от концентрации вакансий и обратной темпе-

ратуры. С ростом величины прикладываемой деформации коэффициент диффузии снижается, особенно в интервалах температур от 500 до 1900 °К.

Ранее подобные исследования были проведены для двумерного кристалла биметалла NiAl, подвергнутого деформации одноосного растяжения.

1. Царегородцев А.И., Горлов Н.В., Демьянов Б.Ф., Старостенков М.Д. Атомная структура АФГ и ее влияние на состояние решетки вблизи дислокации в упорядоченных сплавах со сверхструктурой  $L1_2$ // ФММ, 1984, т.58, №2, с.336-343.
2. Полетаев Г.М., Старостенков М.Д. Механизм взаимной диффузии вблизи межфазной границы в двумерной системе Ni-Al// Письма в ЖТФ, 2003, т.29, №11, с.30-34.

## РАЗВИТИЕ В СИСТЕМАХ ВЗАИМОДЕЙСТВУЮЩИХ ТРЕЩИН

Штремель М.А., Кузько Е.И.

*Московский государственный институт стали и сплавов  
(Технологический университет), Москва, Россия,  
[jo@mfp.misis.ru](mailto:jo@mfp.misis.ru)*

Структуры разрушаются чаще всего вследствие рождения и слияния многих трещин. Каждая из трещин находится в поле всех остальных, отчего меняется внешнее напряжение, необходимое для ее старта. Перемычки между трещинами могут оставаться при разрушении слоистых и пластинчатых структур (например, перлита), лент, армированных волокнами, стеклотканей. Причиной их появления может быть либо сам механизм разрушения, либо неоднородность структуры (в композите – волокна).

В рамках линейной теории упругости исследована плоская задача о системе бесконечно тонких трещин произвольной длины и ориентировки. Ортогональное разложение поля на поверхностях каждой трещины по полиномам Чебышева позволяет свести систему интегральных уравнений для локальных напряжений к системе линейных уравнений для определения коэффициентов интенсивности напряжений [1], при этом точность для любого порядка разложения всегда может быть оценена сверху. Размерность системы, определяемая произведением количества трещин на порядок разложения, вследствие быстрого убывания коэффициентов разложения для многих практических конфигураций невелика и даже для погрешности определения коэффициентов интенсивности напряжений менее 0.01% не является значительной вычислительной проблемой.

Предлагаемый подход позволяет описать как разрушение по достижении критической интенсивности напряжений ( $K_{Ic}$ ,  $K_{IIc}$  или некоторой их комбинации), так и по достижении некоторого среднего напряжения  $\sigma$ , либо смещения на кромках трещин, как для регулярного, так и случайного размещения микротрещин.

Экспериментальные наблюдения поведения систем взаимодействующих трещин производились на алюминиевой фольге в условиях одноосного растяжения видеосъемкой со скоростью 50 полукадров в секунду при выдержке 1/500 с, при малой постоянной скорости нагружения. Для надрезов-"трещин" различных длин и расположений наблюдались разнотипные сценарии их роста, в общем соответствующие предсказанным. Количественно, в пределах экспериментальных ошибок, измеренные прочностные характеристики модельных объектов соответствуют расчетным. Подтверждается существование предсказанных ранее устойчивых безопасных кластеров и эффекта взаимной экранировки трещин.

С точки зрения практического применения данный метод позволяет, среди прочего, исследовать эффективность армирования прослоек как в макрокомпозициях, так и в микроструктурах (например, в пакетах мартенсит-аустенит), как при распространении скола, так и при вязком срезе.

1. Штремель М.А. Нелокальные взаимодействия многих трещин. // ФММ, 2001, т.91, №3, с.9.

## **ПРИМЕНЕНИЕ ИЗГИБНЫХ КОНТУРОВ ДЛЯ АНАЛИЗА ДИСКЛИНАЦИЙ**

Колесникова А.Л.<sup>\*)</sup>, Клемм В.<sup>\*\*)</sup>, Мотыленко М.<sup>\*\*)</sup>, Климанек П.<sup>\*\*)</sup>, Романов А.Е.<sup>\*\*\*)</sup>

<sup>\*)</sup>*Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия,*  
[ankolesnikova@yandex.ru](mailto:ankolesnikova@yandex.ru)

<sup>\*\*)</sup>*Технический Университет Горная Академия, Фрайберг, Германия,*  
[klimanek@ww.tu-freiberg.de](mailto:klimanek@ww.tu-freiberg.de)

<sup>\*\*\*)</sup>*Физико-Технический Институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,*  
[aer@mail.ioffe.ru](mailto:aer@mail.ioffe.ru)

Большие пластические деформации металлов приводят к формированию мелкокристаллических структур с высокой плотностью границ зерен и стыков границ зерен. Эти структуры демонстрируют значительные разориентации кристаллической решетки и присутствие дисклинационных дефектов в стыках границ зерен.

В настоящее время нельзя утверждать, что методики для обнаружения и идентификации дисклинаций в сильнодеформированных металлах так же хорошо развиты, как аналогичные методики для дислокаций, включений и дефектов упаковки в слабдеформированных металлах.

Трудности в экспериментальной идентификации дисклинационных дефектов могут быть связаны с общей высокой плотностью дефектов в сильно деформированных материалах, с влиянием упругих полей других дефектов (например, на ТЕМ контрасты), а также с изначально неизвестной ориентацией дисклинационных линий по отношению к поверхностям пленки. С другой стороны дальнедействующие упругие поля дисклинации могут специфически изменить ТЕМ-изображение изгибных контуров вблизи нескомпенсированного (т.е. содержащего дисклинацию) стыка границ зерен. В связи с этим предметом нашего исследования является построение и анализ ТЕМ-изображений изгибных контуров вблизи отдельных дисклинаций и дисклинационных ансамблей.

В наших расчетах за основу принято динамическое двухлучевое приближение Хови-Уэлана для построения ТЕМ-контрастов дефектов. Моделируя слабый изгиб пленки, мы получаем ТЕМ-изображение изгибного контура. В зависимости от локализации изгиба по отношению к нескомпенсированному тройному стыку, дисклинационному диполю или квадруполю ТЕМ-изображение изгибного контура приобретает дополнительные особенности: изменяется толщина контура, появляются прогиб и визуальный «разрыв» контура. Все эти метаморфозы, связанные с близостью дисклинаций, зависят от конфигурации дисклинационного ансамбля и мощности дисклинаций в нем. Таким образом характер ТЕМ-изображения изгибного контура позволяет выявлять присутствие дисклинационных дефектов в кристалле.

Результаты модельных расчетов подкреплены экспериментальными наблюдениями изгибных контуров в деформированных образцах Al, Cu, W и Ni.

## ДИСКЛИНАЦИИ В СТРУКТУРЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ

Романов А.Е.<sup>\*)</sup>, Климанек П.<sup>\*\*)</sup>, Зефельд М.<sup>\*\*\*)</sup>

<sup>\*)</sup>*Физико-Технический Институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия,*  
[aer@mail.ioffe.ru](mailto:aer@mail.ioffe.ru)

<sup>\*\*)</sup>*Технический Университет Горная Академия, Фрайберг, Германия,*  
[klimanek@ww.tu-freiberg.de](mailto:klimanek@ww.tu-freiberg.de)

<sup>\*\*\*)</sup>*Католический Университет Лёвен, Хеврели, Бельгия,*  
[Marc.Seefeldt@mtm.kuleuven.ac.be](mailto:Marc.Seefeldt@mtm.kuleuven.ac.be)

Пластическая деформация металлических материалов во многих случаях характеризуется активацией различных деформационных мод, таких как дислокационное скольжение, механическое двойникование, образование полос сдвига, и одновременным формированием сложных локально неоднородных субструктур на различных масштабных уровнях. Например, на микроуровне появляются диффузные дислокационные стенки, на мезоуровне возникают плотные дислокационные кластеры и стенки, субграницы, полосы деформации и т.д., которые вызывают как значительные деформации кристаллической решетки, так и её повороты. Адекватное описание таких структур и их влияния на механические свойства является сложной задачей и требует введения физически реалистичных моделей субструктуры, позволяющих объяснить переходы с одного масштабного уровня на другой. Важным инструментом для решения этой задачи является понятие дисклинаций. Как уже довольно давно предполагалось, и в недавнее время было подтверждено ТЕМ исследованиями, дефекты этого типа часто присутствуют в микроструктуре металлов и сплавов (особенно в условиях высокой и неоднородной деформации).

Настоящий доклад дает краткое введение в теорию дисклинаций и методологию ТЕМ идентификации этих дефектов. В особенности это касается концепции частичных дисклинаций, которые могут быть связаны с дислокационными ансамблями, такими как оборванные дислокационные стенки и тройные стыки в блочно-ячеистой структуре деформированных кристаллов.

Благодаря взаимосвязи частичных дисклинаций и дислокаций, использование дислокационно-дисклинационной динамики позволяет моделировать зарождение и движение дисклинаций. Более того, становится возможным моделирование одновременного формирования субструктур на микроуровне (дислокаций) и мезоуровне (дисклинаций). В этой связи представлена модель, которая находится в количественном соглашении с экспериментальными наблюдениями развития структур в деформированных металлах.

Для интерпретации механических свойств пластически деформированных материалов с точки зрения субструктурных параметров таких, например, как, дислокационная плотность, размеры блоков и субзерен, средние разориентации решеток, необходимо иметь соответствующие законы состояния. В данном докладе обсуждаются некоторые соотношения такого рода и их связь с результатами как компьютерного моделирования, так и экспериментальных исследований пластически деформированных монокристаллов меди.

## **Секция 2**

# **Перспективные материалы и методы исследования**

# ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИИ ПОРИСТЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Поляков В.В., Егоров А.В., Лепендин А.А., Гумиров Е.А.

*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,*  
[polyakov@phys.dcn-asu.ru](mailto:polyakov@phys.dcn-asu.ru)

При изучении деформационного поведения материалов широко применяют метод акустической эмиссии (АЭ), который позволяет следить за кинетикой перестройки структуры. Для материалов с резко неоднородной структурой характерно наличие различных конкурирующих механизмов пластической деформации и разрушения, что резко осложняет интерпретацию информативных параметров АЭ. Это делает актуальной задачу разработки физических моделей, адекватно описывающей акустическую эмиссию при нагружении. Пористые металлы являются удобным объектом исследования, в котором указанные особенности наиболее выражены. В настоящей работе предложена модель акустической эмиссии при пластической деформации и разрушении пористых металлов материалов и проведена ее экспериментальная проверка.

При моделировании акустической эмиссии в процессе нагружения пористой среды учитывались вклады от трех различных механизмов деформации и разрушения: геометрического разупрочнения компактных участков пористого материала, докритического развития трещины от основных концентраторов напряжений (пор), распространения магистральной трещины по границам зерен и их конгломератов [1]. Структурные элементы ячейки моделировались при помощи метода элементарной ячейки. Структурные элементы ячейки выбирались таким образом, чтобы адекватно отражать количественные и качественные характеристики материала. Полученные при моделировании выражения применялись для расчетов интенсивности АЭ при пластической деформации и разрушении пористых железа и меди. Величина пористости задавалась от 0 (компактное состояние) до 40%.

Для проверки предложенной модели были исследованы образцы, изготовленные из медного и железного порошков путем вакуумного спекания. Измерение акустической эмиссии проводили на специально изготовленной автоматизированной экспериментальной установке [2]. Результаты измерений представлялись в виде зависимости интенсивности АЭ от времени. Опытные данные свидетельствовали о существенном влиянии пористости на закономерности акустического излучения. Было установлено, что в пористых металлах резко возрастает скорость счета АЭ перед разрушением образцов, что связывалось с развитием трещин по наиболее ослабленным участкам материала. Полученные результаты качественно совпадали с результатами расчетов по предложенной модели, что говорит об адекватном описании акустической эмиссии.

1. Поляков В.В., Егоров А.В., Свистун И.Н. Акустическая эмиссия при деформации пористого железа. Письма в Журнал технической физики. 2001. Т. 27. Вып. 22. С.14-18.
2. Поляков В.В., Егоров А.В., Свистун И.Н. Исследование особенностей акустической эмиссии при пластической деформации и разрушении пористых металлов. Дефектоскопия. 2001. №9. С. 69-72.

## РЕНТГЕНОВСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ ВНЕШНЕГО ГИДРОАБРАЗИВНОГО ГЕТТЕРА В ПЛАСТИНАХ КРЕМНИЯ

Литвинов Ю.М.<sup>1)</sup>, Павлов В.Ф.<sup>2)</sup>, Селиванова Н.Н.<sup>1)</sup>

<sup>1)</sup>ОАО «ЭЛМА», Москва, Россия,

[litv@elma.zgrad.ru](mailto:litv@elma.zgrad.ru)

<sup>2)</sup>ФГУП ГИРЕДМЕТ, Москва, Россия

Методы пескоструйной, гидроабразивной и безабразивной (кавитационной) обработки в водной среде давно и широко используются для упрочнения поверхностей металлов, сплавов и керамик. С недавнего времени методы гидроабразивной [1] и безабразивной [2] обработки стали применяться в кремниевой электронике [3] для создания внешнего геттера на нерабочей поверхности пластины кремния. Для чисто ковалентных кристаллов, каковым является кремний, пока не ясны механизм, природа возникающих при такого рода воздействии абразивных частиц на поверхность кремния дефектов.

Целью настоящей работы было определение с помощью комплекса неразрушающих рентгеновских методов механизма формирования глубины и структуры приповерхностных повреждений в пластинах кремния, возникающих при гидроабразивной обработке нерабочей поверхности пластины кремния. Применяли следующие рентгеновские методы: 1) секционная рентгеновская топография на прохождение для визуализации и оценки протяженности дальнедействующих полей деформаций в глубь материала; 2) секционная рентгеновская топография на отражение с использованием симметричных и асимметричных рефлексов; 3) двукристалльная рентгеновская топография; 4) двукристалльная дифрактометрия и анализ кривых дифракционного отражения.

В результате проведенных экспериментов с помощью комплекса перечисленных выше методов установлено:

- 1) в используемом диапазоне давлений гидроабразивной струи и расстояний сопла от поверхности пластины, избранном абразиве ( $\alpha - \text{Al}_2\text{O}_3$ ), его среднем размере (~18 мкм) и концентрации (~10% вес), избранном суспензионном носителе (HTS-1,4) основным механизмом формирования поврежденного слоя является хрупкое разрушение поверхности;
- 2) образующийся поврежденный слой по своей природе является «подповерхностным» или «скрытым» слоем, состоящим, скорее всего, из медианных и радиальных трещин, распространяющихся в объём материала от границы поверхностных кратеров разрушения;
- 3) распределение формируемых локальных центров деформации по поверхности обрабатываемой пластины крайне неоднородно; для повышения плотности и соответственно однородности распределения локальных центров деформации (геттерирующих центров) рекомендовано перейти на абразив меньшего размера и увеличить его концентрацию.

1. Choi C.Y., Lee J.H., Cho S.H., et al // J. Appl. Phys. 1998. V84. №1. P. 168 – 173
2. Soyama H., Kumano H. //Electrochem. and Solid – State Lett. 2000. V.3. №2. P. 93 – 94
3. Dyachkov A.M., Litvinov Yu.M., Petrov S.V., Selivanova N.N., //Silicon-2002. The Eight Scientific and Business Conference. Nov. 5<sup>th</sup> – 8<sup>th</sup> 2002. Roznov. Czech Republic. P. 83 – 91

# ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ КОНТАКТНОМ НАГРУЖЕНИИ КВАЗИКРИСТАЛЛА Y-Mg-Zn

Головин Ю.И., Коренков В.В., Коренкова Н.В., Wolf В.<sup>(\*)</sup>

Тамбовский государственный университет, Тамбов, Россия,

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

<sup>(\*)</sup>Дрезденский технический университет, D-01062, Дрезден, Германия

Особая укладка атомов в квазикристаллах, при которой полностью или частично отсутствует трансляционная периодичность и характер межатомных связей преимущественно ковалентный, обуславливает специфический характер их механических свойств – высокую твердость и практически нулевую макропластичность. Однако при их индентировании образуются четкие отпечатки индентора, т. е. проявляется микропластичность при локальной деформации под высоким давлением. Существует мнение, что она может быть обусловлена фазовым переходом под индентором в более пластичную фазу с образованием нанокристаллической структуры.

В данной работе методом динамического наноиндентирования исследовалось поведение икосаэдрического квазикристалла  $Mg_{30}Y_{10}Zn_{60}$  при нагружении с постоянной скоростью изменения нагрузки в диапазоне от 4 мН/с до 4000 мН/с. Использовалась методика многократного нагружения отпечатка линейно нарастающей от цикла к циклу нагрузкой.

Была обнаружена неустойчивость неупругого течения квазикристалла при достижении пороговой глубины отпечатка  $h_{кр} \sim 200$  нм. При этой же глубине  $h_{кр}$  происходило скачкообразное изменение коэффициента скоростной чувствительности твердости и активационного объема, что свидетельствовало о возрастании роли коллективных процессов и степени упорядочения системы. Одновременно было установлено, что при глубине погружения индентора выше  $h_{кр}$  заметно усиливается гистерезис между кривыми разгрузки и повторного нагружения (рис.1). Возможно, при этом генерируются полосы сдвига и происходит вынос материала за пределы отпечатка, как это имеет место в аморфных сплавах. Анализ возможных причин гистерезиса среднего контактного давления в отпечатке показал, что наблюдаемое увеличение модуля Юнга, уменьшение твердости, существование скоростного и масштабного порога формирования гистерезисных петель может быть связано с образованием в локализованных полосах сдвига и вокруг них новой фазы - более упорядоченной нанокристаллической структуры.

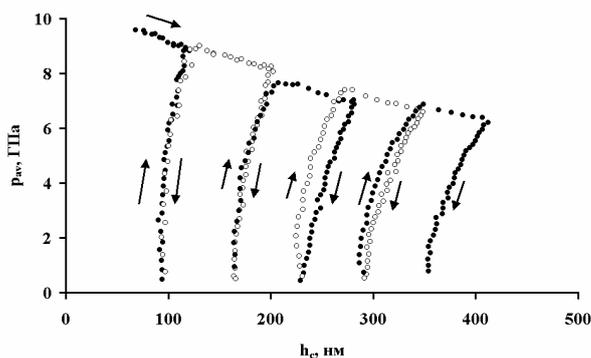


Рис. 1. Гистерезис среднего контактного давления в отпечатке при неустойчивом пластическом течении квазикристалла  $Y_{10}Mg_{30}Zn_{60}$ .

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 01-02-16573) и Министерства Образования РФ (грант в области естественных наук № E02-3.4-263).

## ИССЛЕДОВАНИЕ ОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУРЫ ЗАГОТОВОК ИЗ СПЛАВА ВТ6, ПОДВЕРГНУТОГО РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ

Саитова Л.Р., Семенова И.П., Александров И.В.

*Уфимский государственный авиационный технический университет,  
Институт физики перспективных материалов, Уфа, Россия*  
[Saitova-LR@yandex.ru](mailto:Saitova-LR@yandex.ru)

Исследования последних лет убедительно продемонстрировали тот факт, что равноканальное угловое прессование (РКУП) приводит к коренным изменениям в микроструктуре деформируемых объемных заготовок из различных металлов и сплавов [1]. Данный процесс позволяет формировать в объеме материала ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру, которая может привести к существенному повышению таких структурночувствительных свойств, как прочность, пластичность, жаропрочность, усталостная прочность и др. Однако, важным условием обеспечения стабильности свойств полученных материалов, особенно для трудно деформируемых и многофазных сплавов, является формирование УМЗ структуры, однородной по всему объему заготовки. Решение данной задачи может быть достигнуто путем определения оптимальных технических параметров обработки материалов, таких как угол пересечения каналов в оснастке, маршрут движения заготовки, количество циклов прессования и др.

Настоящий доклад посвящен результатам исследования однородности структуры объемных заготовок из двухфазного сплава ВТ6 в процессе РКУП, реализованного на оснастке с углом пересечения каналов 120 и 135° при  $T = 700^\circ\text{C}$ . В результате проведенных исследований было изучено влияние геометрии оснастки и количества проходов на однородность структуры массивной заготовки диаметром 20 мм и длиной 100 мм с использованием методов оптической металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Исследован и проанализирован характер изменения структуры в поперечном сечении и по длине заготовок, эволюции размеров и морфологии фаз и кристаллографической текстуры в зависимости от числа проходов РКУП.

1. R.Z.Valiev, R.K. Islamgaliev, I.V. Alexandrov, Progr. Mater. Sci. **2000**, 45, p.103-189.

## ИЗУЧЕНИЕ SMART-ЭФФЕКТА ПРИ ОБРАТИМОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ СПЛАВА TiNi

Беляев С.П., Разов А.И.

*Санкт-Петербургский госуниверситет, Санкт-Петербург, Россия*  
[spb@smel.math.spbu.ru](mailto:spb@smel.math.spbu.ru); [razov@smel.math.spbu.ru](mailto:razov@smel.math.spbu.ru)

Обсуждаемое в работе явление обычно наблюдается в сплавах с мартенситными переходами после незавершенного при нагреве обратного мартенситного превращения. Если после этого материал охладить и нагреть через полный температурный интервал превращения, то будет наблюдаться температурная задержка обратного превращения при монотонном повышении температуры. Это и называют SMART-эффектом (Step-wise martensite-austenite reverse transformation). Природа SMART-эффекта до конца не выяснена, но, очевидно, что изменение температурной кинети-

ки превращения должно сказываться и на температурной кинетике деформационных процессов, сопровождающих мартенситный переход. В настоящей работе исследованы эффект памяти формы и обратимой памяти в сплаве TiNi в режиме реализации SMART.

Эксперименты выполняли на цилиндрических образцах, которые подвергались предварительному растяжению, сжатию или кручению в мартенситном или аустенитном состояниях. После термоцикла с незавершенным обратным превращением наблюдали задержку деформирования при нагревании и на кинетической кривой “деформация-температура” возникала четко выявляемая ступенька. Величина температурной задержки составляла  $3 \div 5$  К. Если предварительно производили два термоцикла с незавершенным переходом “мартенсит-аустенит” (с последовательно повышающейся температурой нагревания), то имели место две ступеньки на кривой деформирования. Положение ступенек по температурной оси совпадает с температурами прерывания обратного превращения в предварительных циклах.

Долговременные изотермические выдержки не изменяют величины SMART-эффекта. На этом основании сделан вывод о нерелаксационной природе SMART. Обнаружено, что величина температурной задержки определяется температурой охлаждения после незавершенного цикла превращения. Следовательно, основную роль в формировании эффекта играет степень развития прямого превращения «аустенит-мартенсит».

Обнаруженные особенности кинетики деформирования сплава TiNi необходимо учитывать при разработке и эксплуатации устройств, предусматривающих точное позиционирование выходного звена приводов из сплавов с памятью формы.

## **ВЫСОКОПРОЧНОЕ СОСТОЯНИЕ В Al-СПЛАВЕ 7075, ПОДВЕРГНУТОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ**

Гундеров<sup>1</sup> Д.В., Столяров<sup>1</sup> В.В., Исламгалиев<sup>1</sup> Р.К., Сошникова<sup>1</sup> Е.П., Шумакова В.П., Сергеева<sup>2</sup> А.В.

<sup>1</sup> *Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа,*  
[dimagun@mail.rb.ru](mailto:dimagun@mail.rb.ru)

<sup>2</sup> *University of California, Davis, USA*

Ранее уже были проведены исследования действия интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (ИПДК) на различные Al-сплавы [1,2]. Было показано, что на стареющих Al-сплавах максимальная микротвердость достигается при их деформации в закаленном не состаренном состоянии [2]. Однако ранее исследователям в большинстве случаев не удавалось достичь высоких механических свойств подвергнутых ИПДК Al-сплавов при испытании на растяжение при комнатной температуре, что связано с малой пластичностью образцов [1].

В настоящей работе ИПДК при комнатной температуре был подвергнут высоколегированный стареющий алюминиевый сплав 7075 (Al-5.4%Zn-2.4%Mg- 1.7%Cu-0.2Cr). Сплав подвергался деформации в свежезакаленном состоянии. Просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) показала, что ИПДК приводит к измельчению зерен матрицы до размера менее 70 нм. При этом ПЭМ не были обнаружены частицы вторых фаз. Это может быть связано с их высокой дисперсностью или растворением легирующих элементов на дислокациях и границах зерен, что, возможно, препятствует протеканию обычного для этого сплава естественного старения с образованием интерметаллидов с размерами в десятки нм. Механические испытания на растяжение ИПДК-образцов продемонстрировали рекордный для промышленных Al-сплавов предел прочности при комнатной температуре -  $\sigma_b$  до 930 МПа при пластичности 3 %. По-видимому,

столь высокая прочность обусловлена дополнительным упрочнением за счет сильного измельчения структуры.

1. Islamgaliev, R.; Yunusova, N.; Sabirov, I.; Sergeeva, A.; Valiev, R.; Mat.Sci.Eng.A, 2001, 319-321, 874-878.
2. С.В. Добаткин Нанокристаллическая структура в сплавах на основе Al и Fe, полученных интенсивной пластической деформацией Физика и техника высоких давлений, том 10, № 4.

## **ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ И МИКРОТВЕРДОСТИ ОТОЖЕННОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ**

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

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

При получении информации о механических характеристиках металлических стекол (МС) следует принимать во внимание ряд обстоятельств, важными из которых являются малая толщина ленточных образцов, их предыстория (параметры получения, термическая обработка). Эти факторы накладывают ограничения на методики исследования свойств МС.

Объектами исследований являлись ленты МС состава: 83,7%Co+3,7%Fe+3,2%Cr+9,4%Si (вес. %). Перед испытаниями образцы отжигали в печи при  $T_{an}=503-1123$  К. Характер деформации и разрушения исследовали  $U$  – методом на изгиб и методом микроиндентирования на подложке с различной микротвердостью.

$U$  методом исследованы изменения пластичности МС при двух режимах термической обработки. Выявлено, что температура отпускной хрупкости МС коррелирует с продолжительностью отжига. Минимум пластичности соответствует переходу МС в кристаллическое состояние.

Разработана методика определения пластичности отожженного МС, основанная на индентировании на подложках. Установлен ряд преимуществ перед  $U$  – методом, основными из которых являются возможности: а) более точно фиксировать изменения пластичности с изменением температуры и времени отжига; б) проводить исследования в локальных областях, где  $U$  - метод не может быть использован; в) определять механические характеристики образца без его разрушения.

Адекватность результатов  $U$ -метода с данными микроиндентирования МС на эластичных подложках делает предпочтительным их использование для определения механических характеристик тонколистовых МС.

В соответствии со спецификой геометрии образцов и аморфного состояния выявлены особенности режимов измерения истинной микротвердости МС методом микроиндентирования по Виккерсу на подложках.

Изучено влияние температуры предварительного отжига на изменение микротвердости ( $HV$ ) МС. Установлено аномальное поведение величины  $HV$  на стадиях перехода из аморфного состояния в кристаллическое при практически нулевой пластичности. Природа этого поведения определяется перекрывающимися процессами – изменениями химического и топологического ближнего упорядочения.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 01-01-00403).*

## ДЕФЕКТЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А.К., Нуруллаев Р.Л.

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

Аморфные материалы являются перспективными конструкционными материалами, обладающими уникальными физико-механическими свойствами. При их деформации наблюдаются гигантские полосы с неравномерной величиной сдвига, не содержащие дислокаций, скачкообразность деформации. Для объяснения экспериментальных данных пластичности были предложены различные теоретические модели, из которых наиболее предпочтительны модель тетраэдрической плотной упаковки и кинетики дислокаций Сомилианы.

Для описания дефектов аморфной структуры предложена модифицированная модель Френкеля - Конторовой с квазипериодическим потенциалом, описывающим аморфную структуру с ближним порядком. Анализ решений динамического уравнения показал, что стационарные стабильные дислокации в таких материалах не существуют, возможны только движущиеся неустойчивые солитоноподобные дефекты (квазидислокации),двигающиеся в виде периодических ансамблей. Вектор Бюргерса таких квазидислокаций осциллирует в квазипериодическом атомном потенциале, поэтому их можно рассматривать как дислокации Сомилианы. Вычисленные напряжения квазидислокаций являются короткодействующими, экспоненциально затухающими, в отличие от решеточных дислокаций. Эти свойства объясняют невозможность наблюдения дислокаций в микроструктурных исследованиях.

Проявляемые аморфным материалом пластические и прочностные свойства зависят от внутренних напряжений, создаваемых ансамблями дислокаций. Получено выражение для верхней оценки плотности дислокаций Сомилианы с короткодействующими напряжениями. Записаны выражения для полей внутренних напряжений различных ансамблей дефектов. Вычисленные внутренние напряжения от ансамбля квазидислокаций имеют порядок  $\sigma_i \leq 10^{-6} \mu$ , где  $\mu$  - модуль сдвига, что хорошо согласуется с отсутствием упрочнения на кривых деформирования аморфных материалов. Как следует из структурных данных, единственным механизмом зарождения квазидислокаций в аморфных материалах может быть гомогенный. Для зарождения квазидислокаций с помощью гомогенного механизма требуются высокие напряжения  $\sigma_T \approx 2 \cdot 10^{-2} \mu$ , хорошо коррелирующие с пределом текучести аморфных металлов. Движение периодических пакетов квазидислокаций объясняет локализацию и периодичность величины деформации в полосах сдвига таких материалов. С помощью соотношения Орована для скорости деформации в полосе сдвига записана система уравнений кинетики квазидислокаций и деформирования образца в машине. Путем решения системы уравнений проведено моделирование скачков напряжений на кривой деформирования, что наблюдается в эксперименте.

Численный расчет упругой энергии квазидислокаций показал, что она более чем на два порядка меньше, чем упругая энергия решеточных дислокаций. Моделирование показало, что малая упругая энергия квазидислокаций приводит к небольшой величине запасенной латентной энергии. Этот результат объясняет маленькую экспериментальную величину запасенной латентной энергии,  $\sim 4\%$  от работы деформации в таких материалах.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И АБРАЗИВНЫЙ ИЗНОС МОНОКРИСТАЛЛОВ САПФИРА

Бритвин А.А., Литвинов М.Ю., Литвинов Ю.М.

ОАО «ЭЛМА», Москва, Россия  
[special\\_mail@newnail.ru](mailto:special_mail@newnail.ru)

В настоящей работе систематизированы механические свойства монокристалла сапфира разных ориентаций, которые могут служить отправными данными для расчёта важных технологических характеристик перед практической механической обработкой сапфира. На основе ранее проведенных исследований [1, 2] осуществлен расчёт относительной скорости абразивного износа ( $V_{\text{гр}}^{\text{отн}}$ ) и абсолютной величины глубины приповерхностного повреждённого слоя ( $h_{\text{тр. сл}}$ ) для сапфира с различной ориентацией обрабатываемой поверхности. Расчёты  $V_{\text{гр}}^{\text{отн}}$  проводили по выражению:

$$V_{\text{гр}}^{\text{отн}} \approx \frac{E^{5/4}}{K_{\text{Ic}} \cdot H^2}, \quad (1)$$

где  $E$ ,  $H$  и  $K_{\text{Ic}}$  соответственно модуль упругости, твёрдость и трещиностойкость для данной обрабатываемой плоскости поверхности.

Модель, используемая для расчёта глубины приповерхностного повреждённого слоя, основана на механизме образования и распространения трещин определённого типа в исследуемом материале под воздействием абразивных частиц – инденторов. Особенностью модели является учёт механических свойств контртела – шлифовальника при двухстороннем шлифовании свободным абразивом. Расчёты  $h_{\text{тр. сл}}$  проводили по выражению:

$$h_{\text{тр. сл}} = [4 \cdot \alpha \cdot \beta \cdot R^2 \cdot (1 + (\frac{H}{H_c})^{1/2})^{-2} \cdot (H \cdot E)^{1/2} \cdot K_{\text{Ic}}^{-1}]^{2/3}, \quad (2)$$

где  $E$ ,  $H$  и  $K_{\text{Ic}}$  имеют тот же смысл, что и в (1),  $\alpha=0,0154$ ,  $\beta=\pi$ ,  $R$  – радиус абразивной частицы.

Не найдено корреляции между  $V_{\text{гр}}$ , рассчитываемой по модели [1], и  $h_{\text{тр. сл}}$ , рассчитываемой по модели [2]. Это объяснено тем, что и  $V_{\text{гр}}$  и  $h_{\text{тр. сл}}$  нелинейным образом зависят от механических свойств обрабатываемого материала.

Полученные данные использованы для оптимизации таких процессов, как двухстороннее шлифование сапфира свободным абразивом при условии, что известны или измерены такие параметры обрабатываемого материала, как модуль упругости, твёрдость и трещиностойкость, а также средний размер и форма зерна используемого абразива. Использование полученных данных позволяет построить наиболее экономичный размерный ряд механической обработки такого важного и дорогостоящего материала электронной техники, каковым является сапфир.

1. Buijs M., Korpel-van Houten K. // Wear. 1993. V. 166. P. 237 - 245
2. Roberts S. G. // Scripta Mater. 1999. V. 40. № 1. P. 101 - 108.

## АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ ПРИ ОТЖИГЕ ДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕТАЛЛОВ

Плотников В.А., Макаров С.В.

*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,*  
[plotnikov@phys.dcn-asu.ru](mailto:plotnikov@phys.dcn-asu.ru)

Акустическая эмиссия при структурных превращениях в металлических материалах наиболее полно изучена в ходе мартенситных превращений. В тоже время при структурных превращениях, контролируемых диффузией (в термоактивируемых процессах), исследования акустической эмиссии отсутствуют. Наши исследования отжига деформированного алюминия, проведенные еще в середине 80 годов, показали, что процессы рекристаллизации сопровождаются акустической эмиссией.

В настоящее время считается, что акустическое излучение возникает как динамический эффект в ходе быстрых структурных перестроек в некоторых областях твердого тела (при пластическом сдвиге, двойниковании, фазовых превращениях, например, мартенситных и др.). Наиболее обоснована динамическая природа акустической эмиссии в процессах пластической деформации металлов, учитывающая динамические и кинетические характеристики дислокаций. В частности, теоретически и экспериментально исследован механизм переходного акустического излучения при выходе дислокационного ансамбля на поверхность кристалла.

Наблюдаемый акустический эффект при отжиге деформированного алюминия можно естественно связать с процессом миграции границ зерен, наиболее значимым, фактически макроскопическим объектом в процессах рекристаллизации структуры и взаимодействием границы с различными стопорами.

Действительно, миграция границ зерен в рекристаллизационных процессах осуществляется скачкообразными (взрывными) перемещениями зернограничных фрагментов. Так после деформации, близкой к критической, наблюдается бурный рост зерен путем скачкообразных перемещений границ на расстояния, значительно превышающие параметр решетки. Фактически рассматриваются макроскопические серии спонтанных перемещений, совершая которые, граница достигает своего конечного положения в системе других зерен. Известные данные по скоростям миграции ( $10^{-2} - 10^{-5}$  см/с) очевидно характеризуют ее средние значения. Основное же время миграции составляет время оседлого состояния. Скорость спонтанного перемещения зернограничного фрагмента велика, соизмерима со скоростью сдвиговых волн в кристалле. Косвенно этот вывод подтверждается наблюдениями за “мгновенным” появлением зародыша рекристаллизации размером до 1 мкм.

Рассчитанные значения активационных параметров (энергии активации и предэкспоненциального множителя) свидетельствуют в пользу представлений о механизме акустической эмиссии, связанной с миграцией границ.

## ВОЗДЕЙСТВИЕ СПОСОБА ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРУ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА

Бурков П.В.

*Томский политехнический университет, Томск, Россия, [bsp@ms.tsc.ru](mailto:bsp@ms.tsc.ru)*

Ход процесса горячего прессования сравнительно мало чувствителен к составу порошковых частиц, их форме и распределению по размерам в отличие от процесса электроспекания, особенно на начальной стадии, в связи с важной ролью межчастичных контактных сопротивлений.

При спекании композиционного материала TiC-NiTi относительное уплотнение до 100% происходит за 1,2 с при давлении 15,5 МПа и температуре 1773 К. Следует отметить, что в случае кратковременного электроспекания не было заметного роста зерна. В прессовках, из частиц с обычной для порошковой металлургии дисперсностью, при такой кратковременной обработке диффузия не может обеспечить полную гомогенизацию гетерогенных композиций даже при температурах, приближающихся к температуре образования жидкой фазы. При электроспекании допустимо более высокое содержание жидкой фазы, чем при обычном горячем прессовании, потому что вязкая прессовка, состоящая частично из жидкого металла, частично из твердых частиц, будет в малой степени выжиматься в зазор между электродом-пуансоном и матрицей за очень короткое время процесса. Однако в случае полного расплавления всей загрузки затекание жидкого металла в указанный зазор предотвратить нельзя. В связи с этим электроспекание можно использовать при обработке систем, которые обычно спекаются в интервале температур солидуса и ликвидуса (например, твердые сплавы). При традиционном изготовлении окончательное уплотнение этих сплавов завершается процессом растворения и вторичного выпадения карбидной фазы в связке. При электроспекании уплотнение происходит, благодаря приложенному давлению, и растворение и вторичное выпадение за очень короткое время спекания могут быть сведены к минимуму. Это подтверждают полученные результаты с композицией 80%TiC+20%NiTi. По полученным рентгенограммам определяли параметры кубической решетки карбида титана в спеченном образце и интегральную ширину рентгеновской линии В(420) карбида титана с целью прогнозирования их поведения во время работы твердосплавных изделий. Так как известно, что отклонение от стехиометрии в карбиде титана влияет на характер деформации композиционного материала, то важным является значение этих характеристик материалов. В композитах, полученных жидкофазным спеканием, параметр кубической решетки карбида титана составлял  $a = 0,4322\text{нм}$ , а интегральная ширина рентгеновской линии В(420) 0,012 рад, в композитах, полученных электроспеканием, соответственно  $a = 0,4313\text{нм}$  и 0,021 рад. Таким образом, с уменьшением содержания углерода увеличивается интегральная ширина линии, что связано с методом горячего прессования композиционного материала.

Показано, что, в отличие от жидкофазного спекания при спекании пропусканием тока изменяется фазовый состав, размер зерна карбидной фазы, области когерентного рассеивания рентгеновских пучков. Значительное снижение размеров зерен и прослоек связующей фазы, а также уменьшение областей когерентного рассеивания рентгеновских пучков, привело к увеличению твердости и вязкости по Палмквисту. Твердость увеличилась на 5 единиц НРА, а вязкость на  $8 \div 10 \text{ МПа} \times \text{м}^{1/2}$ . Таким образом, использование спекания пропусканием тока и воздействие электромагнитных полей на фазовый состав, структуру и тонкую структуру композиционного материала TiC-NiTi позволило получить материал с качественно новыми свойствами. Горячее прессование прямым пропусканием тока позволяет получить при спекании композиционный материал с большей твердостью и пластичностью.

## НАНОСТРУКТУРНЫЙ УРОВЕНЬ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ

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

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

В работе [1] рассмотрен электропластический эффект на уровне самоорганизации ансамбля дислокаций ( $\rho = 10^{14} \text{ м}^{-2}$  – плотность дислокаций) и поведение соответствующих структур: сеток, ячеек, фрагментов, в стали. Образование дислокационных структур связано с обычными процессами дислокационного упрочнения, аналогичными тем, которые обуславливают деформационное упрочнение (например, по Н.Ф.Мотту [2]). Например, сдвиговые напряжения  $\tau$  неплохо описываются формулой [2] на стадии упрочнения

$$\tau = \tau_F + \alpha Gb \sqrt{\rho} \quad (1)$$

где  $\tau_F$  – напряжения самоторможения дислокаций,  $\alpha$  – параметр междислокационного взаимодействия,  $G$  – модуль сдвига,  $b$  – вектор Бюргера,  $\rho$  – плотность дислокаций. Т.е. в упрочнение доминирующий вклад вносит контактное междислокационное взаимодействие (Н.Ф.Мотт [2]).

В рассматриваемых нами условиях [1] формируются наноразмерные структуры частиц карбидной фазы  $\text{Fe}_3\text{C}$  (напоминающей облака Котрелла) по границам дислокационных фрагментов. За динамику подобных превращений ответственно взаимно согласованное поведение подвижных дислокаций и закрепленных [1]. Небезынтересно, что обнаружены экспериментально и обсуждались теоретически фрактальные особенности ансамбля дислокаций [1] (В.С.Иванова, В.Е.Панин с сотрудниками, С.В.Панин): фрактальность поверхности скола и поверхностного рельефа (усталостные испытания и пластическая деформация композитов). Нами [1] обсуждалось ранее, в основном, улучшение пластичности с помощью стимуляции электрическим током: измельчение дислокационных фрагментов.

Как известно, у мелкозернистых (сверхпластичных) материалах (зерна размера  $d < 10\text{-}15 \text{ мкм}$ ) повышение пластичности материала связано с возрастанием общей протяженности границ зерен и с состоянием границ (проскальзывание и миграция) [3]. Поскольку величина электропластической деформации не столь значительна [1], то фактор электропластического эффекта можно связывать только с изменением свойств границ зерна в сверхпластичных материалах. Соответствующие расчеты аналогичны приведенным в [1] и проводятся по формуле эффективных напряжений “электронного ветра” (В.Я.Кравченко)  $\sigma = (1/4) (v-V) (1/v_F) (\partial n / \partial \mu) \Delta^2$ , где  $v$  – скорость дрейфа электронов,  $V$  – скорость дислокации,  $v_F$  – скорость электрона на поверхности Ферми,  $n$  – концентрация электронов проводимости,  $\mu$  – химический потенциал,  $\Delta$  – константа деформационного потенциала, причем плотность тока  $j = evv$  ( $e$  – заряд электрона), а  $\Delta \approx \epsilon_F$ ,  $\mu (T=0) \approx \epsilon_F$  ( $\epsilon_F$  – энергия Ферми),  $\epsilon_F = mv_F^2/2$  ( $m$  – эффективная масса электрона),  $T$  – абсолютная температура.

1. В.А.Петрунин, В.В.Коваленко, С.В.Коновалов, В.Е.Громов, О.В.Соснин // Изв.ВУЗов. Черная металлургия.- 2000.- № 12.- С.46-50.
2. N.F.Mott // Transactions of AIME.-1960.-№6.-p.962-968.
3. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. Ред.Ю.Р.Колобов, Р.З.Валиев.- Новосибирск: Наука, 2001.- 232 с..

## ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В ЭКВИАТОМНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Захарова Е.Г.

*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия,*

[kireeva@spti.tsu.ru](mailto:kireeva@spti.tsu.ru)

На монокристаллах никелида титана Ti-(50.0-50.3)ат.%Ni (I), Ti-Ni-2ат.%Fe (II) проведены систематические исследования функциональных свойств - эффектов памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) при растяжении в широком температурном интервале  $T=77-673$  К в зависимости от ориентации оси кристалла и плотности дислокаций, введенных после низкотемпературной термомеханической обработки (НТМО).

В монокристаллах (I), (II) в однофазном состоянии при B2-B19' мартенситном превращении (МП) величина ЭПФ зависит от ориентации оси кристалла. Экспериментальные значения величины ЭПФ совпадают с теоретически рассчитанными значениями при учете только деформации решетки  $\epsilon_0$ . Следовательно, при  $T < M_S$  ( $M_S$  – температура начала прямого МП) под нагрузкой возникает монокристалл B19' мартенсита, который при нагреве выше  $T > A_f$  ( $A_f$  – температура конца обратного МП) переходит в монокристалл B2 фазы. СЭ в монокристаллах сплавов Ti-(50.0-50.3)ат.%Ni, Ti-Ni-2ат.%Fe в закаленном состоянии не обнаружена из-за низкого уровня напряжений B2 фазы.

Низкотемпературная термомеханическая обработка монокристаллов Ti-(50.0-50.3)ат.%Ni, Ti-Ni-2ат.%Fe (небольшая деформация при  $T < M_n$  + отжиг 713 К, 0.5 часа) повышает уровень напряжений B2-фазы относительно исходных недеформированных кристаллов, подавляет процессы пластического течения при B2-B19' МП, облегчает процессы зарождения кристаллов мартенсита на дефектах и приводит к появлению СЭ. Уровень напряжений B2 фазы и температурный интервал СЭ определяются плотностью дислокаций после низкотемпературной деформации. Увеличение плотности дислокаций при деформации в низкотемпературной области приводит к увеличению температурного интервала СЭ. Величина СЭ зависит от ориентации оси кристалла. Максимальная величина СЭ равная 6.4% наблюдается в  $\langle 111 \rangle$  кристаллах. В  $\langle 001 \rangle$  кристаллах величина СЭ равна 2.7 % и оказывается равной величине ЭПФ  $\langle 001 \rangle$  кристаллов в закаленном состоянии без дефектов. Равенство величины ЭПФ и СЭ в  $\langle 001 \rangle$  кристаллах означает, что после НТМО конечный продукт после деформации при  $T < M_S$  при измерении ЭПФ и при  $T > A_f$  в экспериментах при изучении СЭ оказывается одним и тем же и представляет собой монокристалла B19' мартенсита. В  $\langle 111 \rangle$  кристаллах СЭ меньше величины ЭПФ  $\langle 111 \rangle$  кристаллов в закаленном состоянии. Физическая причина появления СЭ в монокристаллах сплавов Ti-(50.0-50.3)ат.%Ni, Ti-Ni-2ат.%Fe после НТМО обусловлена зарождением кристаллов мартенсита на дислокациях и повышением уровня напряжений в B2-фазе. Величина ЭПФ после НТМО в исследованных ориентациях  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 001 \rangle$  оказалась равной теоретически рассчитанной деформации решетки  $\epsilon_0$  и совпадает с найденной для исходных закаленных кристаллов. Следовательно, равенство величины ЭПФ после НТМО величине деформации решетки  $\epsilon_0$  является прямым доказательством сохранения монокристаллической структуры кристаллов после низкотемпературной термомеханической обработки в ориентациях  $\langle 001 \rangle$ ,  $\langle 111 \rangle$ .

*Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ - № 02-02-16019 и Министерства образования России Е-02-4.0-4*

## ТЕРМОУПРУГИЕ $\gamma$ - $\alpha'$ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ FeNiCoTi

Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Панченко Е.Ю. Захарова Е.Г., Кириллов В.А.

*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия,*  
[chum@phys.tsu.ru](mailto:chum@phys.tsu.ru)

1. На поли- и монокристаллах Fe-28%Ni-12%Co-4%Ti (мас.%) исследована зависимость предела текучести  $\sigma_{0.1}$  и  $\tau_{кр}$  соответственно для поли- и монокристаллов от времени старения  $t$  при  $T=823-973$  К. Показано, что старение приводит к выделению дисперсных  $\gamma'$  частиц  $(CoNi)_3Ti$  с атомноупорядоченной по типу  $L1_2$  структурой. Возрастание размера частиц с увеличением времени старения сопровождается ростом прочностных свойств монокристаллов от 150 МПа в закаленном состоянии до 380 МПа на пике свойств при старении при  $T=873$  К,  $t \leq 2$  часа. При  $t > 2$  часа происходит уменьшение  $\sigma_{0.1}$  и  $\tau_{кр}$  и, следовательно, наблюдается перестаривание.

2. Достижение высоких прочностных свойств высокотемпературной  $\gamma$  фазы за счет упрочнения  $\gamma'$  частицами приводит к смене кинетики мартенситного превращения от нетермоупругой в закаленном состоянии к термоупругой в состаренном. В закаленных кристаллах температурный гистерезис равен 400 К. При выделении дисперсных частиц происходит уменьшение температуры начала прямого мартенситного превращения при охлаждении  $M_s$ , температурный гистерезис  $\Delta T$  уменьшается почти в 5 раз. In-situ металлографические наблюдения при охлаждении и нагреве показали, что кристаллы  $\alpha'$  мартенсита зарождаются при  $T \leq M_s$  и их объемная доля возрастает с понижением  $T$ . Нагрев кристаллов до  $T \geq A_f$  приводит к уменьшению кристаллов  $\alpha'$  мартенсита в размерах и при  $T > A_f$  мартенсита металлографически не наблюдается. Следовательно, в монокристаллах высокопрочной стали наблюдаются термоупругие мартенситные превращения с температурным гистерезисом  $\Delta T=80-110$  К.

3. На поли- и монокристаллах, состаренных при 873 К, 2 часа, исследована зависимость  $\sigma_{0.1}(T)$  и  $\tau_{кр}(T)$ . Показано, что наблюдается типичная для сплавов, испытывающих мартенситные превращения под нагрузкой, зависимость прочностных свойств от температуры. При  $T = M_s$  наблюдается минимум на зависимости  $\sigma_{0.1}(T)$  и  $\tau_{кр}(T)$ . При  $T > M_s$  происходит рост прочностных свойств с увеличением  $T$  и это связано с развитием  $\gamma$ - $\alpha'$  мартенситных превращений под нагрузкой. Температурный интервал развития мартенситных превращений под нагрузкой оказывается небольшим и равен 60-90 К. Следовательно, температура  $A_f$  конца  $\gamma$ - $\alpha'$  мартенситных превращений при охлаждении оказывается больше, чем температура конца мартенситных превращений под нагрузкой  $M_d$ . В этом случае нет термодинамических условий для развития обратного мартенситного превращения в цикле нагрузка-разгрузка при  $M_s < T < M_d < A_f$ , поскольку возникающий под нагрузкой мартенсит напряжений оказывается термодинамически устойчивым. Это означает, что сверхэластичности при таких условиях не должно наблюдаться, что и обнаружено экспериментально.

Исследована зависимость величины ЭПФ от температуры и времени старения в поли и монокристаллах. Максимальные значения ЭПФ равные 2.3% обнаружены в поликристаллах после старения 823 К, 3 часа. В монокристаллах с осью растяжения  $\langle 111 \rangle$  ЭПФ равен 1.5%.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №02-03-32013*

## МЕТОД МГНОВЕННОГО ФИКСИРОВАНИЯ ЭДС В ТЕРМОДИНАМИКЕ НЕРАВНОВЕСНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Ростовцев Р.Н.

*Тульский государственный университет, Тула, Россия,*  
[rr170262@uic.tula.ru](mailto:rr170262@uic.tula.ru)

Среди методов экспериментального определения термодинамических функций металлических сплавов (наряду с калориметрией и различными вариантами исследования гетерогенных равновесий) метод электродвижущих сил (ЭДС) рассматривается как один из наиболее надежных и точных [1]. Определение термодинамических характеристик металлических сплавов методом ЭДС основано на измерении величин электродвижущих сил концентрационных относительно электродов элементов типа: (-)  $A \mid A^{z+} \mid A_xB_{1-x}$  (+) (1), где левым (отрицательным) электродом является чистый металл А, правым (положительным) – его сплав с элементом В, более "благородным" (электроположительным), чем А;  $z+$  – заряд потенциалобразующего иона  $A^{z+}$ . Из термодинамического условия равновесия в системе А-В следует:  $\Delta\mu_A = RT \ln a_A = -z_AFE$ , где  $\Delta\mu_A$  – изменение химического потенциала компонента А при переносе 1 г-ат А из чистого металла в сплав  $A_xB_{1-x}$ ;  $a_A$  – термодинамическая активность компонента А в электроде-сплаве; Е – ЭДС элемента (1); F – число Фарадея. Основные проблемы, связанные с использованием "классического" метода ЭДС, заключаются в невозможности его применения при низких, близких к комнатной, температурах и изучения металлических систем, компоненты которых близки по электрохимическим свойствам. Метод мгновенного фиксирования ЭДС (МФЭ), являющийся вариантом метода ЭДС, преодолевает эти ограничения. Основная идея метода МФЭ сводится к гипотезе о том, что при замыкании электрохимической цепи, производимом в момент касания электролита поверхности электродов, устанавливающаяся в первый момент времени величина ЭДС соответствует равновесному "термодинамическому" значению. К достоинствам метода МФЭ можно отнести следующие: а) Возможность определять непосредственно из эксперимента активность более благородного компонента бинарного сплава, а также обоих компонентов, близких по электроотрицательности. При этом значительно упрощается расчет интегральной энергии Гиббса образования сплава  $A_xB_{1-x}$ . Эта величина может быть непосредственно получена по формуле:

$\Delta G_f = x \Delta\mu_A + (1-x) \Delta\mu_B$ . б) Метод МФЭ позволяет проводить измерения при низких температурах, в ряде случаев с использованием водных растворов электролитов, что имеет непосредственное значение для изучения термодинамических характеристик закаленных (неравновесных) сплавов. Определение границ применимости метода МФЭ и расширение круга изучаемых объектов открывает перспективы его использования для термодинамического анализа металлических материалов, находящихся в неравновесных состояниях (мартенситных, быстрозакаленных аморфных, нанокристаллических и др.)

1. Гейдерих В.А., Васильева И.А., Никольская А.В. Применение метода электродвижущих сил для исследования термодинамических свойств соединений переменного состава // Соединения переменного состава / Под ред. Б.Ф. Ормонта. - Л.: Химия, 1969. - С. 210-261.

## ВЛИЯНИЕ КОЛИЧЕСТВА ВАРИАНТОВ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ $Ti_3Ni_4$ НА ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ И СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ В ГЕТЕРОФАЗНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

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

*Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия,*  
[panchenko@spti.tsu.ru](mailto:panchenko@spti.tsu.ru)

На монокристаллах  $Ti-(50.7-51)at\%Ni$  проведены исследования влияния количества вариантов, размера, объемной доли дисперсных частиц  $Ti_3Ni_4$  на температуры термоупругих мартенситных превращений (МП)  $B2-B19'$ , эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ). Старение под нагрузкой монокристаллов  $NiTi$  позволяет управлять числом кристаллографически эквивалентных вариантов частиц  $Ti_3Ni_4$ , не испытывающих МП. При старении под растягивающей нагрузкой 150 МПа вдоль  $\langle 122 \rangle$  направления растёт 1 вариант частиц, расположенный почти параллельно оси растяжения, при старении в свободном состоянии - 4. Один вариант частиц приводит к существованию в кристаллах дальнедействующих полей напряжений и оказывает существенное влияние на функциональные свойства материала.

В  $\langle 122 \rangle$  монокристаллах  $Ti-50.7at\%Ni$  (I), содержащих малую объемную долю дисперсных частиц ( $f=4\pm 0.5\%$ ), величина ЭПФ практически не зависит от числа вариантов частиц и составляет  $\varepsilon=10.5\%$ . Это совпадает с величиной ЭПФ для закаленных монокристаллов и теоретически рассчитанными значениями для данной ориентации при учете только деформации решетки. Увеличение объемной доли дисперсных частиц в  $\langle 122 \rangle$  монокристаллах  $Ti-51at\%Ni$  (II) ( $f=9\pm 0.5\%$ ) приводит к уменьшению величины ЭПФ до 8.5% при формировании 1 варианта частиц и до 8% в случае 4 вариантов. Уменьшение ЭПФ связано с затруднением дисперсными частицами полного раздвоения кристаллов  $B19'$  мартенсита. Температурный интервал проявления СЭ, в гетерофазных монокристаллах никелида титана определяются размером, объемной долей и числом вариантов дисперсных частиц. В монокристаллах II, содержащих 4 варианта мелких дисперсных частиц размером 40 нм (старение 673К, 1.5 ч.), СЭ наблюдается в широком температурном интервале 120К, максимальная величина СЭ  $\varepsilon=5\%$ . Уменьшение объемной доли частиц до 4% (кристалл I) позволяет увеличить величину СЭ до 7.5%, но уменьшает в 2 раза температурный интервал проявления СЭ. Выделение 1 варианта частиц в монокристаллах I и II увеличивает температурный интервал СЭ на 15-20 К, сокращая максимальную СЭ на 0.5-0.8%. С ростом температуры испытания в монокристаллах I и II обнаружено уменьшение высоты петли механического гистерезиса. Более резкое сокращение высоты гистерезиса наблюдается в кристаллах с 1 вариантом частиц при данной объемной доле. Выделение крупных частиц  $Ti_3Ni_4$  размером 430 нм (старение 823 К, 1.5 ч.) в монокристаллах II ( $f=9\%$ ) приводит к сокращению до 30К температурного интервала СЭ независимо от числа вариантов дисперсных частиц. В монокристаллах I, содержащих 1 и 4 варианта частиц размером 430 нм ( $f=4\%$ ), полной СЭ не наблюдается.

Разработаны модели, описывающие влияние характера взаимодействия дисперсных частиц с кристаллами  $B19'$  мартенсита, прочностных свойств  $B2$  фазы, внутренних напряжений, возникающих в монокристаллах  $Ti-Ni$ , состаренных под нагрузкой и в свободном состоянии, на ЭПФ и СЭ.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 02-02-16019 и гранта Министерства образования России Е 02-4.0-4.*

## ОСОБЕННОСТИ СООТВЕТСТВИЯ МЕЖДУ ТЕМПЕРАТУРАМИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И ЭФФЕКТОВ ПАМЯТИ В TiNi

Волков А. Е., Евард М. Е., Егоров С. А., Реснина Н. Н.

*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*  
[natasha@smel.math.spbu.ru](mailto:natasha@smel.math.spbu.ru)

Долгое время считалось, что основным механизмом эффектов памяти формы являются мартенситные превращения, протекающие в материале. Этот вывод подтверждался многочисленными экспериментами по изучению механического поведения сплавов, в которых деформационные эффекты наблюдались в тех же температурных интервалах, что и мартенситные переходы. Однако, в некоторых работах было показано, что соответствие между температурными интервалами наблюдается не всегда. Это может быть связано с двойникованием и различием температурных интервалов обратного превращения полидоменного и монодоменизированного мартенсита. Тогда предварительная термообработка, вид напряженного состояния и уровень приложенных напряжений, по всей видимости, должны влиять на величину и характер несоответствия температурных интервалов деформационных эффектов и мартенситных переходов. Изучению данного вопроса посвящена настоящая работа.

Экспериментальные результаты, полученные с помощью различных методик, в том числе и по одновременному изучению физических свойств и механического поведения, подтвердили факт несоответствия температурных интервалов мартенситных превращений и эффектов памяти формы. Характер этих различий, как показало исследование, зависит от термомеханических условий, в которых находится материал и от уровня действующих напряжений. Так, при нагревании в большей степени эти различия наблюдаются при малых напряжениях, когда процесс монодоменизации захватывает малые области материала. Увеличение действующего напряжения во время предшествующей реализации эффекта пластичности превращения приводит к росту количества кристаллов новой фазы, векторы сдвига которых сонаправлены с внешней нагрузкой. Это, в свою очередь, вызывает смещение температурных интервалов возврата деформации и термоупругого мартенситного превращения. Во время охлаждения, наоборот, увеличение действующего напряжения приводит к дополнительному смещению температур начала деформационных явлений и физических процессов относительно друг друга, поскольку способствует развитию деформирования в предмартенситных областях.

На основе структурно-аналитической теории прочности было проведено моделирование поведения материала типа TiNi во время термоциклирования при различных краевых механических условиях (под постоянным напряжением и в режиме генерации и релаксации напряжений) с целью сопоставления полученных результатов с имеющимися экспериментальными зависимостями. Проведенный расчет показал, что при малых напряжениях в деформационных процессах участвует небольшое количество материала, что приводит к несоответствию температурных интервалов эффекта памяти формы и обратного мартенситного перехода. Увеличение напряжения, действующего во время охлаждения, приводит к усилению монодоменизации мартенсита, вызывая тем самым увеличение обратимой неупругой деформации и постепенное смещение температурных интервалов деформационных явлений и структурных переходов при последующем нагревании. Хорошее согласование всей совокупности расчетных и экспериментальных результатов позволяет с уверенностью сказать, что используемая модель может описывать процессы, происходящие в сплавах с памятью формы при циклировании с изменяющимся напряжением и в режиме генерации и релаксации реактивных напряжений.

# МЕТОД КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ОЦЕНКИ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ ЦИРКОНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИИ КОМПАКТНЫХ ОБРАЗЦОВ С ИЗМЕРЕНИЕМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Никулин С.А., Ханжин В.Г., Рожнов А.Б., Бабукин А.В.

*МИСиС (Технологический Университет), Москва, Россия,*  
[nikulin@misis.ru](mailto:nikulin@misis.ru)

Работоспособность циркониевых канальных труб атомного реактора существенно зависит от трещиностойкости материала. Наводороживание циркониевых сплавов при длительной эксплуатации в водородосодержащих средах уменьшает их пластичность и вязкость разрушения из-за выделения хрупких гидридов [1]. Требуется методики количественной оценки изменения вязкости разрушения тонкостенных труб и листов.

Оценка трещиностойкости при внецентренном испытании компактных (30×35×0.8мм) образцов промышленных сплавов Э110 и Э635 с «наведенными» гидридами проводилась по параметру «J-интеграл» ( $J_c$ ) в измерительной процедуре Бигли и Лендиза, основанной на вычислении потенциальной энергии тел с близкими по размеру трещинами [2]. Проверялась возможность оценок  $J_c$  в этой процедуре на тонких образцах из листа только с электроискровым надрезом.

Образование трещины на надрезе, ориентированном вдоль или поперек направления прокатки (НП) при нагружении, фиксировалось по пиковым амплитудам акустической эмиссии (АЭ) одновременно с измерением механических характеристик. Многоканальная компьютерная измерительная система (приборы изготовлены кафедрой Металловедения и Физики прочности МИСиС) позволяет регистрировать до 30 параметров в режиме реального времени. Компьютерная обработка сигналов и визуализация результатов осуществляется по программам, разрабатываемым «под задачу», в среде графического программирования LabVIEW. Для каждого сплава на оптическом микроскопе с цифровой приставкой для компьютерной обработки изображений (МИСиС) измерялись параметры распределения гидридов. Гидриды ориентированы вдоль НП (коэффициент ориентации  $F_n \sim 0,95$ ), поэтому максимальная трещиностойкость ( $J_c \sim 72$  кН/м для Э110 и  $J_c \sim 42$  кН/м для Э635) зарегистрирована на образцах с поперечной к НП ориентировкой надреза. Сопротивление разрушению образцов с «продольными» надрезами обоих сплавов ниже ( $J_c \sim 38$  кН/м для Э110 и  $J_c \sim 10$  кН/м для Э635). Подобная зависимость энергоемкости разрушения от ориентировки гидридов к трещине, определяемая изменением механизма разрушения, наблюдалась ранее, в частности для «трехточечного изгиба» гидрированных образцов (4×4×30 мм) вырезанных из стенки канальных труб с радиальной ориентировкой усталостной трещины ( $J_c$  от 6 до 70 кН/м) [1,3,4].

1. Nikulin S.A., Shtremel M.A., Khanzhin V.G., Fateev B.M., Markelov V.A. Influence of Hydrides on Mechanism of Ductile Fracture in Zr-2.5%Nb Alloy // Nuclear Science and Engineering (American Nuclear Society), 1993, v.115, pp.429-431.
2. Begley J.A., Landes J.D. The J-integral as a fracture criterion. – In: Fracture Toughness, Part II, ASTM STP 514, 1972, p.1-20.
3. Никулин С.А., Ханжин В.Г., Фатеев Б.М. Количественный анализ процессов разрушения по пиковым амплитудам акустической эмиссии // Тезисы докладов научно-технической конференции «Трещиностойкость высокопрочных сплавов» -М., Всесоюзный институт авиационных материалов, 1989, с.17-19.

## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА В МАЛОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВАХ TiNi

Лободюк В.А.<sup>1</sup>, Медюх М.М.<sup>2</sup>

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

*Государственный технический университет им. И.Пулюя, Тернополь, Украина,  
[kaffiz@tu.edu.te.ua](mailto:kaffiz@tu.edu.te.ua)*

Наиболее удобным и эффективным способом изменения характеристик и параметров фазовых (мартенситных) превращений в сплавах TiNi, близкого к эквиаtomному составу, является малое (до 1,5 ат.%) легирование третьими элементами.

Сплавы приготавливали и исследования проводили по методике, описанной в [1].

В результате проведенных исследований установлено, что введение в сплав TiNi почти эквиаtomного состава малых добавок Cr, Cu или Al приводит к изменению последовательности мартенситных превращений: если в нелегированном сплаве прямое превращение идет по схеме  $B2 \rightarrow B19'$ , то в легированных сплавах – по схеме  $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$ . Обратное превращение идет через R-фазу только в сплавах, легированных Cr, начиная с концентраций больше 0,8 ат.%.

Легирование сплавов TiNi малыми (0,4-0,5 ат.%) добавками Cr, Cu или Al приводит к резкому (на 50-70 К) понижению характеристических температур ( $M_n$ ,  $M_k$ ,  $A_n$ ,  $A_k$ ), некоторому сужению температурных интервалом прямого и обратного переходов ( $\Delta M$ ,  $\Delta A$ ) и гистерезиса ( $\Delta T_{50}$ ) превращения (большему для Cu, меньшему для Cr и почти незаметному для Al); при увеличении концентрации Cr или Cu в легируемом сплаве до 0,80-1,20 ат.% характеристические температуры продолжают понижаться, а легирование Al от 0,35 до 1,46 ат.% почти не изменяет их, интервалы и гистерезис превращения изменяются при этом незначительно.

Характеристические температуры  $M_n$  и  $A_n$  понижаются неравномерно в зависимости от концентрации легирующего элемента: при концентрации 0,8-0,9 ат.% для всех легирующих элементов скорость понижения уменьшается.

Термоциклирование (до 100 циклов) через интервал мартенситного превращения ведет к появлению R-фазы при прямом превращении в нелегированном сплаве TiNi и росту ее количества, а также к смещению в сторону низких температур характеристик превращения, наибольшие изменения которых происходят в течении первых 5-10 циклов во всех изученных сплавах.

Микротвердость легированных Cr, Cu или Al сплавов TiNi меньше, чем в нелегированном сплаве. При термоциклировании микротвердость увеличивается до 25 циклов, а в дальнейшем остается неизменной.

Степень восстановления формы нелегированного и легированных сплавов, деформированных на 7,5% изгибом ниже  $M_k$ , близка к 100%, а величина обратимой деформации невелика и при циклировании изменяется мало.

1. Лободюк В.А., Медюх М.М. Влияние малого легирования на фазовые превращения в почти эквиаtomных сплавах Ti-Ni // Сплавы с эффектом памяти формы и другие перспективные материалы: Материалы XXXVIII семинара «Актуальные проблемы прочности».- Санкт-Петербург, 2001.- С. 97-101.

## ФОРМИРОВАНИЕ И РАЗВИТИЕ ВОЛОКНИСТЫХ ОБРАЗОВАНИЙ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Пойда В.П.<sup>1)</sup>, Брюховецкий В.В.<sup>2)</sup>, Пойда А.В.<sup>2)</sup>, Кузнецова Р.И.<sup>2)</sup>, Воронов Д.Л.<sup>3)</sup>

*1. Харьковский национальный университет им.В.Н.Каразина, Харьков, Украина*

*2. Научно-технический центр электрофизической обработки НАН Украины,  
Харьков, Украина,  
[ntcefo@yahoo.com](mailto:ntcefo@yahoo.com)*

*3. Национальный технический университет "Харьковский политехнический институт", Харьков, Украина*

Среди структурных изменений, происходящих в ходе сверхпластической деформации, недостаточно исследованным остается вопрос формирования в приповерхностных порах и трещинах волокнистых образований. В данной работе выполнены исследования процессов зарождения и развития волокнистых образований в оптимальных условиях высокотемпературной сверхпластической деформации высоколегированных промышленных алюминиевых сплавов 1420, 1421, 1423 и малолегированного сплава типа "авиаль" на основе системы Al-Mg-Cu-Si.

Установлено, что волокнистые образования во всех исследованных сплавах обнаруживаются в открытых приповерхностных порах и трещинах уже при степени деформации образцов 90÷100%. Средний диаметр волокон в разрушенных образцах составляет 1÷2 мкм, а длина большинства из них коррелирует с линейным размером трещин и пор в направлении оси растяжения образца и может достигать 100 мкм. В порах и трещинах они расположены преимущественно параллельно направлению оси растяжения образцов и обоими концами закреплены за их внутренние поверхности, образовавшиеся в ходе зернограничного проскальзывания при разделении зерен по границам, приблизительно перпендикулярным направлению растяжения. Волокна не имеют кристаллографической огранки. В некоторых порах видны пучки волокон. Пучки волокон похожи по своему виду на «застывшие» струйки вязкой жидкости, что может быть одним из свидетельств в пользу правильности существующих представлений о причинах их образования и механизмах развития, основанных на анализе вязкого течения жидкого зернограничного материала в порах в ходе сверхпластической деформации.

Исследован химический состав волокон. Установлено, что концентрация легирующих элементов в волокнах существенно выше средней по образцу и приблизительно равна равновесной концентрации жидкой фазы при температуре испытания, соответствующей точке ликвидус. Концентрация таких элементов как Mg, Cu и Mn в средней части волокна, как правило, выше, чем у его основания.

Анализ температурных условий проявления высокотемпературной сверхпластичности матричными сплавами на основе алюминия, химического состава волокон, образующихся в ходе сверхпластической деформации, и диаграмм состояния исследуемых систем дает основание считать, что процесс сверхпластического течения этих сплавов осуществляется при наличии на границах зерен жидкой фазы даже при температурах ниже равновесной солидус. Сделан вывод, что волокна развиваются путем вязкого течения жидкой фазы со скоростью равной скорости роста деформационных зернограничных пор, которая в среднем в два раза выше скорости сверхпластической деформации образца

## ФОРМИРОВАНИЕ КОМПОЗИТНЫХ МИКРО И НАНОСТРУКТУР МЕТОДАМИ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПЛАЗМЫ

Штеренберг А.М.

*Самарский государственный технический университет, Самара, Россия,*  
[physics@sstu.edu.ru](mailto:physics@sstu.edu.ru)

Формирование микро- и наноструктур на поверхности твердого тела является одним из наиболее быстро развивающихся направлений создания материалов с необходимыми эксплуатационными свойствами. Образующийся композиционный материал представляет собой дискретную, в виде системы кластеров, или непрерывную, в виде пленки, нано- или микроструктуру, нанесенную на поверхность подложки. Квантово-размерные системы позволяют получать качественно новые материалы, используемые при создании катализаторов, материалов для твердотельной электроники, композитов с высокой износостойкостью, малым трением и т.д.

Перспективной технологией создания систем нано- и микроскопических размеров является газоразрядная или плазмохимическая полимеризация, широко используемая в электронике и машиностроении. При этом синтезируемый продукт не является полимером в традиционном смысле этого слова, а является сложным комбинированным материалом, свойства которого определяются методами и условиями нанесения покрытия. Неравновесные условия газового разряда низкого давления и происходящие в нем процессы осаждения и коагуляции позволяют создавать фрактальные агрегаты как на поверхности, так и в объеме разряда [1,2]. Многообещающим представляется применение комплексных методов нанесения покрытий при малых давлениях в среде химически активного газа с использованием плазменно-дугового или магнетронного метода для получения покрытий в виде химического соединения компонентов плазмы, образующейся в парах металла и реактивного газа. Получаемые данным методом покрытия можно наносить на металлические, керамические и полимерные изделия.

Технология получения покрытий включает следующие стадии:

1. Предварительная обработка подложки химическими методами для очистки поверхности.
2. Очистка в вакуумной камере путем бомбардировки поверхности подложки ионами в плазме инертного газа.
3. Нанесение покрытия в плазме паров металла и реактивного газа.

Структура и соответствующие механические, электрические и оптические свойства определяются мощностью разряда, давлением в камере, температурой подложки, родом распыляемого металла, видом реакционного газа, скоростью его протока в камере, временем нанесения покрытия. Анализ получаемых структур проводится путем компьютерного изучения их электронно-микроскопических изображений, в результате чего находится фрактальная размерность синтезируемых материалов, коррелирующая с их свойствами.

1. Зынь В.И., Молчатский Л.С. // Образование и фрактальные свойства плазмохимических полимерных пленок. // Поверхность. Физика, химия, механика. 1999, № 4, с.73-76.
2. Зынь В.И., Потапов В.К., Тузов Л.С., Штеренберг А.М. Образование, движение и конденсация кремнийорганических полимерных аэрозолей в тлеющем разряде. // Химия высоких энергий, 1986, Т.20, № 6, С.541-547.

# СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ НАНОКОМПОЗИТОВ В СИСТЕМЕ Fe-C, ПОЛУЧЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИМ СПЛАВЛЕНИЕМ

Елсуков Е.П., Дорофеев Г.А.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия  
[yelsukov@fnms.fti.udmurtia.su](mailto:yelsukov@fnms.fti.udmurtia.su)

Методами рентгеновской дифракции, мёссбауэровской спектроскопии, просвечивающей электронной микроскопии, Оже-спектроскопии и магнитных измерений изучены твердофазные реакции при механическом сплавлении (МС) порошков Fe и C с содержанием C в исходных смесях  $x$  от 5 до 25 ат.% и температурная стабильность полученных фаз.

Установлено, что МС начинается с формирования нанокристаллического состояния в  $\alpha$ -Fe, проникновения атомов C по границам зерен, их сегрегирования на границах и образования аморфной Am(Fe-C) фазы в интерфейсных областях (граница и приграничные искаженные зоны) наноструктуры  $\alpha$ -Fe. Состав конечных продуктов МС ( $\alpha$ -Fe, Am(Fe-C) и искаженный карбид  $(Fe_3C)_D$ ) зависит от  $x$ :

$x < 17$ ,	наноккомпозит $\alpha$ -Fe+Am(Fe-C);
$17 < x < 25$ ,	наноккомпозит $\alpha$ -Fe+ $(Fe_3C)_D$ ;
$x = 25$ ,	нанокристаллический $(Fe_3C)_D$ .

Искаженный карбид  $(Fe_3C)_D$  возникает, когда концентрация C в Am(Fe-C) фазе достигает 25 ат.%. Это условие выполняется при  $x > 17$  ат.% C в исходной смеси. Средний размер частиц порошка на конечной стадии МС составляет 5-10 мкм.

Изохронный (1ч) отжиг карбида  $(Fe_3C)_D$  ( $x = 25$ ) при  $T \geq 500^\circ C$  приводит к формированию неискаженного карбида  $Fe_3C$  с упорядоченным расположением атомов C в решетке. Количество цементита в этом образце остается неизменным при всех температурах отжига от 200 до 800 $^\circ C$

Фазовый состав после термообработки механически сплавленных образцов с  $x < 25$  ат.% C определяется температурой отжига:

$T \leq 200^\circ C$ ,	$\alpha$ -Fe+Am(Fe-C);
$300 \leq T < 500^\circ C$ ,	$\alpha$ -Fe+ $(Fe_3C)_D$ ;
$500 \leq T < 700^\circ C$ ,	$\alpha$ -Fe+ $Fe_3C$ ;
$T \geq 700^\circ C$ ,	$\alpha$ -Fe+ $Fe_3C$ +C.

Количество цементита после отжига при  $T = 800^\circ C$  определяется растворимостью C в  $\alpha$ -Fe при этой температуре и последующим распадом  $\alpha$ -Fe(C) на  $\alpha$ -Fe и  $Fe_3C$  при охлаждении.

*Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 00-03-32555 и 03-03-32081.*

## ПРОБЛЕМЫ ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПРОЧНОСТИ НЕПРОВИСАЕМОГО ВОЛЬФРАМА ДЛЯ ИСТОЧНИКОВ СВЕТА

Щербаков Д.В., Артеменко А.Н., Буряк В.В., Пронин Г.М., Мордюк В.С., Мордюк Б.Н.

*Саранск, Россия*

Основная задача тезисов и доклада состоит в демонстрации применения достижений современной физики твердого тела для решения прикладных задач в отрасли источников света, где они ранее решались полуэмпирическим путем.

1. На основе современной теории дислокаций уточнена модель процесса спирализации вольфрамовых нитей. Впервые показано, что длина и диаметр нитей при этом не остаются постоянными, существенно изменяясь за счет взаимопревращения винтовых и краевых компонентов дислокаций, а закрепление формы сводится к формированию в спиралах полигональных ребер жесткости.

2. Впервые показано, что, в отличие от общеизвестных справочных данных, скорость испарения спиралей в лампах не остается постоянной во времени, а существенно (на порядок) уменьшается с образованием ограничения плоскостями, что подтверждается расчетами и многочисленными экспериментами.

3. Демонстрируется управление процессами высокотемпературной прочности вольфрама в лампах за счет применения композиционных нитей. По сравнению с монокристаллическими композиционные нити равновеликого сечения обладают от 5 до 15 раз более высокой длительностью до разрушения, при этом оказывают положительное влияние на ползучесть и демпфирующую способность.

4. Демонстрируются примеры управления процессами пластичности вольфрамовых нитей при волочении с применением ультразвуковой обработки алмазных фильер. Ультразвук умеренной мощности в десятки тысяч раз ускоряет процессы релаксации упругих напряжений в дислокационных скоплениях, снимая перенапряжения, предохраняя проволоку от образования трещин и разрушения. Данные подтверждаются экспериментальным исследованием процессов упругого последельствия предварительно деформированных кручением проволок.

5. Показано, что процессами высокотемпературной ползучести проволок и провисания спиралей в лампах можно управлять регулированием скорости роста зерен при рекристаллизации за счет ступенчатых режимов отжига, применения зонной рекристаллизации и других методов обработки, позволяющих при рекристаллизации получать практически монокристаллическую проволоку.

6. Приводятся примеры управления стойкости вольфрамовых тел накала в лампах, подверженных действию ударных и вибрационных нагрузок. Тела накала из предварительно обработанных ультразвуком проволок в сопоставительных условиях воздействия повышенных механических нагрузок показывают существенно более высокую стойкость по сравнению с обычными. На основании кинетической концепции прочности этот факт просто объясняется тем, что ультразвук рассасывает упругие дислокационные скопления в нитях, которые являются причиной зарождения и ускоренного роста микро- и макропор, как потенциальных очагов высокотемпературного разрушения.

7. Осуществлялись многочисленные исследования по применению электропластического эффекта для обработки проволок. Во многом электроимпульсная обработка при низких температурах дает результаты, схожие с ультразвуковой обработкой. Тем не менее, она при высоких температурах не всегда оказывает положительные результаты.

## СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ВНЕВАКУУМНОЙ ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВОЙ ЗАКАЛКЕ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Батаев В.А., Батаев А.А., Голковский М.Г., Штыр П.В., Попелюх А.И.

*Новосибирский государственный технический университет,  
Институт ядерной физики СО РАН, Новосибирск, Россия,  
[mm@mail.fam.nstu.ru](mailto:mm@mail.fam.nstu.ru)*

Важнейшими технологическими процессами, обеспечивающими эффективное поверхностное упрочнение металлических материалов, являются процессы, основанные на использовании источников высококонцентрированной энергии. К ним можно отнести технологию лазерного, плазменного, электронно-лучевого упрочнения, упрочнения токами высокой частоты. Каждый из перечисленных процессов обладает совокупностью достоинств и недостатков, определяющих условия их практического применения. Одним из наиболее существенных недостатков технологии электронно-лучевого упрочнения является необходимость обеспечения во время работы установки вакуума. Таким образом, размеры упрочняемых изделий в стандартных электронно-лучевых установках определяются габаритами вакуумных камер.

В Институте ядерной физики СО РАН разработано несколько типов промышленных ускорителей, позволяющих выпускать в атмосферу мощный концентрированный электронный пучок. При закалке цилиндрических изделий энергия электронов в пучке устанавливается в диапазоне значений 1...1,6 МэВ. Мощность электронного пучка достигает 100 кВт.

В результате проведенных металлографических исследований установлено, что в процессе электронно-лучевой обработки углеродистых сталей формируется сложная структура, которую в первом приближении можно представить состоящей из нескольких слоев. Изменяя режимы технологического процесса, можно в широких пределах управлять структурным состоянием приповерхностной зоны. С позиции обеспечения более высокого уровня твердости и износостойкости наиболее рациональной структурой поверхностного слоя является мартенсит. Мартенсит, образующийся при электронно-лучевой обработке, характеризуется высокой дисперсностью составляющих его элементов. Это обусловлено тем, что максимальная длина кристалла мартенсита не может превышать размер аустенитного зерна. Зерно аустенита, возникающее в процессе кратковременных высокотемпературных выдержек, не успевает вырасти и поэтому мартенсит в его пределах образуется мелкодисперсным. Такой мартенсит обеспечивает достаточно высокий уровень показателей конструктивной прочности реально упрочняемых изделий. Несмотря на высокий уровень твердости поверхностного слоя (более HRC 60), при упрочнении сталей по оптимальным режимам трещин в упрочненной зоне не образуется.

Анализ технико-экономических показателей оборудования и результатов структурных исследований свидетельствует о том, что электронно-лучевая обработка пучками быстрых электронов, выведенных в воздушную атмосферу, является эффективным методом поверхностного упрочнения как мелко-, так и крупногабаритных изделий из углеродистых и легированных сталей, применение которого наиболее рационально в крупносерийном и массовом производстве.

*Работа выполнена при поддержке Министерства образования Российской Федерации*

## НОВЫЕ ВОЗМОЖНОСТИ И ПЕРСПЕКТИВЫ РАЗВИТИЯ СИЛОВОГО НАНОТЕСТИНГА ПОВЕРХНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Головин Ю.И.

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

Условно многочисленные зондовые методы нанотестинга поверхности можно разбить на 2 большие группы: неразрушающая сканирующая зондовая микроскопия и «силовые» методы модификации и исследования приповерхностных механических свойств – nanoindentation (or depth-sensing testing). Условность заключается в том, что и те и другие могут оставлять повреждения на поверхности, которые, в свою очередь, могут обратимо релаксировать или иметь остаточный характер. Задачи, методика, аппаратура и возникающие проблемы во многом сходны для них, что и дает основание рассматривать их с общих позиций.

Наноиндентирование реализуется посредством контролируемого внедрения зонда - индентора в поверхность, сопровождающегося непрерывной записью диаграммы «усилие внедрения  $P$  - глубина  $h$ » как в фазе нагружения, так и разгрузки.

Анализ диаграммы  $P-h$  (аналогичной по смыслу традиционной диаграмме  $\sigma-\epsilon$ ) позволяет извлекать свыше десятка параметров, характеризующих состояние приповерхностных слоев. В современных наноиндентометрах разрешение по  $h$  составляет около 0.1 нм, по времени – 50 мкс и лучше, по силе – наноньютоны.

В докладе обсуждаются разнообразные методики и аппаратура для нанотестинга поверхности, разработанные в лабораториях ТГУ [1,2]. В частности, описываются методы исследования скоростной зависимости твердости; фазовых переходов, индуцированных высоким контактным давлением; контактной усталости; вязкоупругих потерь в цикле нагружение – разгрузка; вязкоупругого восстановления отпечатка и др. В нашей аппаратуре реализованы разнообразные методы нагружения, а именно: треугольным импульсом нагрузки с длительностью фронтов и спадов, регулируемых в широких пределах (от миллисекунд до сотен секунд); прямоугольным импульсом нагрузки, многоцикловыми сериями; усилием, экспоненциально растущим во времени, что обеспечивает испытание с постоянной скоростью относительной деформации и др. Приводятся результаты исследования квазистатических и динамических свойств нанообъемов широкого спектра материалов, скоростной чувствительности и природы нанотвердости. Обсуждаются особенности пластической деформации в субмикрообъемах, границы инвариантности механических свойств материалов в наномасштабе, возможности использования наноиндентирования в качестве физической модели абразивного и эррозионного износа, сухого трения, а также для высокоплотной записи информации.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 01-02-16573) и Минобразования (грант № Е 02-3.4-263)*

1. Golovin Yu.I, Tyurin A.I. and Farber B.Ya. Investigation of time-dependent characteristics of materials and micromechanisms of plastic deformation on a submicron scale by a new pulse indentation technique // J. of Materials Science. 2002. V. 37. P. 1-10.
2. Golovin Yu.I, Ivolgin V.I., Korenkov V.V., Korenkova N.V. Improvement in the nanoindentation technique for investigation of the time-dependent material properties // Philosophical Magazine A. 2002. V. 82. № 10. P. 2173-2177.

## ТЕТРАГОНАЛЬНЫЕ ИСКАЖЕНИЯ РЕШЕТКИ И ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ В ПЛЕНКАХ ФЕРРОШПИНЕЛИ

Митлина Л.А., Ткачев С.П., Виноградова М.Р.

СамГТУ, Самара, Россия,  
[physics@sstu.edu.ru](mailto:physics@sstu.edu.ru)

Эпитаксиальное срастание феррошпинелей и оксида магния хорошо объясняется принципом структурно – геометрического соответствия. Кристаллическая структура оксида магния, как и структура феррита, кубическая, с периодом решетки  $a = 4,21 \cdot 10^{-1}$  нм, кратным периоду решетки ферритов, у которых  $a = (8,33 - 8,5) \cdot 10^{-1}$  нм. Позиции кислорода в обеих структурах идентичны.

Результаты рентгеновского анализа эпитаксиальных феррошпинелей свидетельствуют о наличии тетрагональных искажений кристаллической структуры слоев. Экспериментальные исследования проведены для пленок состава  $Mg_{0,6}Mn_{0,4}Fe_2O_4$ , полученных при температуре синтеза  $T_c = 1170$  К. С помощью рентгеновского дифрактометра Дрон – 2 измерялись периоды решеток пленок феррошпинелей до и после отделения от подложки.

Параметры	Значения параметров для пленок толщиной	
	6 мкм	10 мкм
$c$ , нм	0,8435	0,8445
$a$ , нм	0,8443	0,8459
$a'$ , нм	0,8451	0,8461
$c/a$	0,999	0,998
$\varepsilon_{упр}$	$-10^{-3}$	$-2 \cdot 10^{-3}$
$\sigma$ , МПа	-160	-320

Полученные значения несокомпенсированной упругой деформации и остаточных напряжений удовлетворительно согласуется с оценками тех же параметров  $\sin^2 \Psi$  методом.

Тетрагональные искажения могут быть обусловлены тем, что в плоскости гетерограницы слой испытывает упругие напряжения, тогда как в направлении, перпендикулярном указанной плоскости слой может свободно расширяться или сжиматься.

При отсутствии пластической релаксации гетероэпитаксиальных напряжений максимальное значение  $\varepsilon_{упр}$  равно величине несоответствия  $f_0$ . Оценив  $f_0$  и, соответственно,  $\varepsilon_{упр}$ , можно получить представление о величине  $\frac{c}{a} = 1 + \varepsilon_{упр}$  при различных температурах синтеза ( $T_c$ ), где  $c$  – период решетки в направлении роста,  $a$  - в плоскости роста.

Состав феррита	Несоответствие решеток $f_0$ в % при $T_c$ , К			$\frac{c}{a}$ при $T_c$ , К		
	1170	1270	1370	1170	1270	1370
$MnFe_2O_4$	0,90	0,69	0,55	1,0090	1,0069	1,0055
$Mg_{0,6}Mn_{0,4}Fe_2O_4$	0,11	0,35	0,51	1,0011	1,0035	1,0051
$Li_{0,5}Fe_{2,5}O_4$	0,87	1,01	1,27	1,0087	1,0101	1,0270

Несоответствие расчетных и экспериментальных данных может быть обусловлено пластической деформацией пленок в процессе синтеза и охлаждения, а также наличием тетрагональных искажений, связанных с ионами марганца высших валентностей.

## ПОЛЗУЧЕСТЬ И РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ МАССИВНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}$

Берлев А.Е., Бобров О.П., Лаптев С.Н., Хоник В.А.

*Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж,*  
[khonik@vspu.ac.ru](mailto:khonik@vspu.ac.ru)

Металлические стекла традиционно готовят методом спиннингования расплава в виде лент толщиной до 50 мкм со скоростью закалки порядка  $10^6$  К/с. В последние годы, в связи с прогрессом в понимании физико-химических факторов, способствующих увеличению переохлаждения расплавов, все большее внимание уделяется так называемым массивным металлическим стеклам, приготовляемым закалкой расплава в виде пластин толщиной до нескольких сантиметров. Скорость закалки  $R$  при этом зависит от технологии изготовления, колеблясь в пределах  $10^{-1} < R \leq 10^3$  К/с. Можно предположить, что огромная разница в скоростях закалки ленточных и массивных МС должна привести к существенной разнице в кинетике их гомогенной пластической деформации. Этот вопрос, однако, остается полностью неисследованным.

Исходный сплав состава  $Zr_{52.5}Ti_5Cu_{17.9}Ni_{14.6}Al_{10}$  (ат. %) приготавливался методом индукционной плавки во взвешенном состоянии в вакууме  $\approx 10^{-2}$  Па. Стекло изготавливалось закалкой расплава из кварцевой ампулы в медную изложницу в вакууме  $\approx 5 \cdot 10^{-3}$  Па. Полученные таким способом отливки имели размеры  $2 \cdot 5 \cdot 60$  мм<sup>3</sup>. Образцы для исследований приготавливались путем разрезания отливок алмазным диском на полоски толщиной  $100 \div 150$  мкм, шириной около 0.8 мм и длиной  $\approx 30$  мм. Отсутствие кристаллической фазы в отливках контролировалось рентгеновским методом. Измерения изотермической релаксации напряжений и ползучести были проведены в диапазоне температур  $473 \leq T \leq 633$  К.

Установлено, что в случае измерений релаксации напряжений логарифм напряжения после переходного периода продолжительностью 400-1000 с линейно уменьшается с ростом логарифма времени, а глубина релаксации сильно уменьшается со временем отжига, предшествующего нагружению.

Измерения ползучести показали, что после такого же переходного периода деформация ползучести линейно растёт с логарифмом времени, а зависимость логарифма скорости деформации от логарифма времени является линейной с угловым коэффициентом близким к минус единице.

Сдвиговая вязкость в обоих случаях линейно растёт со временем изотермического испытания, а скорость роста вязкости уменьшается с повышением температуры.

Констатируется, что указанные закономерности идентичны таковым для случая ленточных металлических стекол и могут быть количественно интерпретированы в рамках модели направленной структурной релаксации как результат необратимой структурной релаксации с распределенными энергиями активации, ориентированной внешним напряжением.

## ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

<sup>1</sup>Кашин О.А., <sup>2</sup>Дударев Е.Ф., <sup>1</sup>Колобов Ю.Р., <sup>3</sup>Афанасьев Н.И., <sup>4</sup>Валиев Р.З.

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,  
[kolobovispms@mail.tomsknet.ru](mailto:kolobovispms@mail.tomsknet.ru)*

<sup>2</sup>*Сибирский физико-технический институт при Томском госуниверситете,  
Томск, Россия, [kanc@spti.tsu.ru](mailto:kanc@spti.tsu.ru)*

<sup>3</sup>*Отдел структурной макрокинетики при ТНЦ СО РАН, Томск, Россия,  
[maks@fisman.tomsk.ru](mailto:maks@fisman.tomsk.ru)*

<sup>4</sup>*Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, Уфа, Россия,  
[RZValiev@mail.rb.ru](mailto:RZValiev@mail.rb.ru)*

Широкое применение титана и его сплавов в авиации и космонавтике, химическом машиностроении, медицине обуславливают актуальность исследований, направленных на улучшение эксплуатационных характеристик этих материалов. Одним из эффективных методов повышения механических свойств материалов является создание в них субмикрокристаллической структуры воздействием интенсивной пластической деформации.

В настоящей работе исследованы закономерности развития деформационных процессов при усталостном нагружении титана технической чистоты ВТ1-0 в крупнозернистом (КЗ) и субмикрокристаллической (СМК) состояниях. СМК структуру формировали методом равноканального углового прессования [1-2]. Микроструктурные исследования проводили с использованием просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии. Измерение усталостных характеристик выполняли при знакопостоянном изгибе плоских образцов на установке, в которой имеется возможность следить за накоплением остаточной деформации в зависимости от числа циклов. Для сравнения при такой же схеме нагружения определяли характер накоплением остаточной деформации при квазистатическом нагружении в зависимости от приложенного напряжения.

Показано, что создание в результате равноканального углового прессования СМК структуры приводит к замедлению скорости накопления остаточной деформации как при квазистатическом, так и при циклическом нагружении. Прослежена стадийность накопления остаточной деформации. На основании анализа закономерностей накопления остаточной деформации, характера зарождения и распространения магистральной трещины сделано предположение о взаимосвязи указанной стадийности с изменением механизмов деформации.

Экспериментально установлено, что долговечность и ограниченный предел выносливости на базе  $10^6$  циклов существенно возрастают при формировании СМК структуры.

Методом микрорентгеноспектрального анализа сделана попытка проследить за перераспределением примесей внедрения в процессе усталостного нагружения исследованных материалов. Предварительные результаты показывают возможность такого перераспределения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке МНТЦ (грант №2398).*

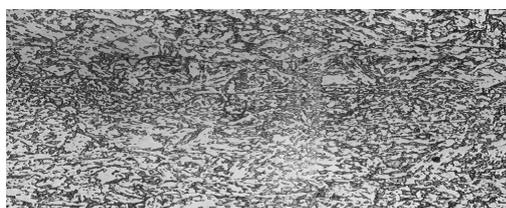
1. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос. -2000. -272 с.
2. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. Под ред. Ю.Р. Колобова и Р.З. Валиева. Новосибирск: Наука. -2001. -232 с.

# ГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ БЕЙНИТО-МАРТЕНСИТНЫХ ФАЗ ПО ДАННЫМ МУЛЬТИФРАКТАЛЬНОГО АНАЛИЗА ИЗОБРАЖЕНИЙ СТРУКТУР СТАЛЕЙ

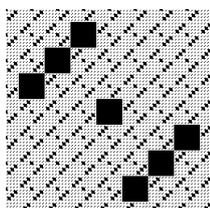
Барахтин Б.К., Зворыгин Р.Г.

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

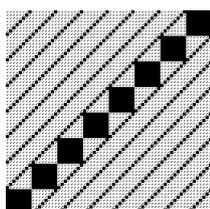
На этапах термомеханической обработки в результате фазовых превращений в сталях формируется несколько видов зернистых и игольчатых структур. Их объемное содержание и морфология определяются в процессе  $g \rightarrow a$  реакции как итог конкурентной борьбы движущих термодинамических сил с сопротивлением упруго-пластической аккомодации фаз. В результате, в малоуглеродистых экономно легированных сталях, таких как 09Г2ФБ и 09ХН2МДБ, внутреннее строение представляет собой феррито-бейнитную или бейнито-мартенситную смесь. Актуальность аттестации строения сталей возрастает при разработке технологических режимов производства листов значительных (50 мм и более) толщин с обеспечением гарантированной однородности свойств. Учитывая практическую важность бейнитных структур в формировании необходимого комплекса механических параметров низкоуглеродистых малолегированных сталей, задачей исследования явился поиск статистически обоснованного способа представления игольчатых бейнито-мартенситных фаз, образующихся при закалке с ускоренным охлаждением. Исходным источником информации послужили изображения структур, сформированные средствами световой металлографии. Обработка изображений проведена методом мультифрактальной параметризации. Аналогично коврам Серпинского по рассчитанным значениям размерностей Реньи строились геометрические модели статистических фракталов. В модельном представлении пакет пластин отождествлен с белым полем. Масштабно инвариантным объектам (черным квадратам) соответствуют объемы, прилегающие к границам раздела фаз, пакетов и пластин. Примеры моделей бейнито-мартенситных структур, полученных при различных технологических обработках, приведены на рисунках. Таким образом, метод мультифрактального анализа позволил осуществить статистический переход от изображений хаотических структур к их упорядоченным геометрическим образам. Установлено, что в  $g \rightarrow a$  превращении возрастание роли диффузионных процессов сопровождается увеличением дробности в строении границ сопряжения образующихся мезофаз.



Бейнит гон/кат x500:



Мартенсит x500:  $D_n = \ln 56 / \ln 8 = 1.9359$



пинского по рассчитанным значениям размерностей Реньи строились геометрические модели статистических фракталов. В модельном представлении пакет пластин отождествлен с белым полем. Масштабно инвариантным объектам (черным квадратам) соответствуют объемы, прилегающие к границам раздела фаз, пакетов и пластин. Примеры моделей бейнито-мартенситных структур, полученных при различных технологических обработках, приведены на рисунках. Таким образом, метод мультифрактального анализа позволил осуществить статистический переход от изображений хаотических структур к их упорядоченным геометрическим образам. Установлено, что в  $g \rightarrow a$  превращении возрастание роли диффузионных процессов сопровождается увеличением дробности в строении границ сопряжения образующихся мезофаз.

## МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ NiAl И Ni<sub>3</sub>Al С ДОБАВКОЙ ЛЕГИРУЮЩЕГО КОМПОНЕНТА

Портной В.К., Блинов А.М.

МГУ, Москва, Россия,  
[portnoy@general.chem.msu.ru](mailto:portnoy@general.chem.msu.ru)

Механохимический синтез (МС) интерметаллидов и сплавов на их основе позволяет одновременно с синтезом нанокристаллической металлической матрицы вводить как легирующие элементы, так и упрочняющие тугоплавкие соединения, которые в процессе синтеза гомогенно распределяются в порошковом сплаве. При размерах кристаллитов <100нм, суммарный объем межзеренных границ соизмерим с объемом нанокристаллов, что может способствовать увеличению пластичности сплавов на основе интерметаллических соединений.

В данной работе методами РФА и ДСК изучены закономерности формирования легированных  $\beta$  (тип В2) и  $\gamma'$  (тип L1<sub>2</sub>) фаз, при механохимическом синтезе порошковых смесей - Ni<sub>45</sub>Al<sub>50</sub>M<sub>5</sub>, Ni<sub>50</sub>Al<sub>45</sub>M<sub>5</sub> и Ni<sub>70</sub>Al<sub>25</sub>M<sub>5</sub>, Ni<sub>75</sub>Al<sub>20</sub>M<sub>5</sub> (M - Ti, Mo, Nb).

Показано, что при МС, в отличие от формирования моноалюминида NiAl по «взрывному» механизму, образование легированных  $\beta$  - фаз проходит через стадии зарождения промежуточных фаз. После окончания процесса МС,  $\beta$ -фазы всегда имеют частично упорядоченное состояние по типу В2. При этом для смесей Ni<sub>50</sub>Al<sub>45</sub>M<sub>5</sub> процесс формирования фаз заканчивается быстрее, чем при замещении третьим элементом никеля.

Молибден является единственным элементом, который частично сохраняется как после МС, так и после последующего нагрева. Для добавок Nb вместо никеля после МС на рентгенограммах наблюдается присутствие аморфной фазы, которая после нагрева до 720°C кристаллизуется в фазу Гейслера Ni<sub>2</sub>AlNb. Анализ экспериментальных интенсивностей сверхструктурных и структурных линий, а также периодов решетки  $\beta$  фаз и сравнение этих величин с расчетными по модельным вариантам легирования позволили определить размещение третьего элемента по подрешеткам алюминидов как после синтеза, так и последующего нагрева.

Образование  $\gamma'$  - фазы, при МС соответствующих составов смесей, всегда происходит через образование пересыщенных твердых растворов Ni(Al,M). Этот процесс проходит в несколько этапов: – 1) изменение субструктуры порошков – уменьшение размеров блоков до ~ 10 – 20 нм, возрастание микродеформаций; 2) возрастание периода решетки никеля, то есть образование твердого раствора; 3) завершение формирования твердого раствора на основе никеля. Последний этап характеризуется однофазностью порошкового образца и отсутствием дальнейшего изменения периода решетки Ni(Al,M). Продолжительность этапов МС, при одинаковой энергетике процесса, зависит от природы третьего компонента и от состава исходной смеси. Упорядочения твердых растворов Ni(Al,M) по типу (L1<sub>2</sub>) происходит только при нагреве.

Проанализирована эволюция параметров субструктуры (размеров блоков, микродеформации и периода кристаллической решетки) как при образовании твердых растворов, так и при последующем нагреве.

После ранних стадий МС при помощи низкотемпературного отжига можно добиться состояний, при которых сосуществуют  $\beta$  и  $\gamma'$  фазы в мелкодисперсном состоянии, которые являются упрочнителями в никелевых сплавах.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 02-02-16154-а.*

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ МАРТЕНСИТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Плотников В.А., Коханенко Д.В.

*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,*  
[plotnikov@phys.dcn-asu.ru](mailto:plotnikov@phys.dcn-asu.ru)

В сплаве на основе интерметаллического соединения никелида титана, легированном молибденом (менее 1%), мартенситные превращения (МП) В2→В19' при охлаждении и В19'→В2 при нагреве сопровождаются акустической эмиссией. Энергия акустического излучения при прямом мартенситном превращении в ходе термоциклирования без приложенного внешнего механического нагружения уменьшается по экспоненциальному закону до насыщения, а при обратном – остается постоянным.

При проведении циклов МП под внешней нагрузкой характер акустической эмиссии меняется. В экспериментах механическое напряжение прикладывалось в аустенитном состоянии при температуре около 150 °С, то есть прямое превращение (В2→В19') проводили под напряжением, а обратное превращение (В19'→В2) - без напряжения. Акустическая эмиссия в первых циклах превращений асимметрична. При прямом превращении существенно выше, чем при обратном. С увеличением номера цикла наблюдается снижение энергии акустической эмиссии при прямом МП до насыщения. При малых нагрузках наблюдается рост полной деформации за счет обратимой и необратимой деформации, при больших нагрузках рост полной деформации осуществляется за счет необратимой деформации, обратимая деформация выходит на насыщение в первых циклах.

Снижение энергии акустической эмиссии при прямом превращении в одной серии циклов с достаточной точностью можно аппроксимировать экспоненциальной зависимостью

$$J_k = J_n + J_0 \exp(-ak).$$

Здесь  $J_k$  – энергия акустической эмиссии в цикле,  $J_n$  – энергия насыщения,  $J_0$  – энергия излучения некоторого «нулевого» цикла,  $k$  – номер цикла мартенситных превращений,  $a$  – коэффициент в показателе экспоненты, характеризующий скорость выхода энергии акустической эмиссии на уровень насыщения  $J_n$ .

Коэффициент  $a$  характеризует склонность сплава к упрочнению за счет фазового наклепа, то есть за счет накопления полных дислокаций. Сравнение коэффициентов  $a$ , полученных путем анализа зависимости энергии акустического излучения без нагрузки, с приложенной нагрузкой, а так же зависимости необратимой деформации от номера цикла свидетельствует об их существенном различии. Величина коэффициента  $a$ , полученного из аппроксимации циклов МП без напряжения, превосходит его величину в циклах МП под напряжением и, в свою очередь, превосходя значение коэффициента  $a$ , определенного из анализа накопления необратимой деформации.

Приведенные данные свидетельствуют о сложном влиянии пластической и динамической релаксации на характере продуцирования акустической эмиссии. По мере накопления необратимой деформации наблюдается снижение энергии акустического излучения при циклировании мартенситных превращений. После выхода на насыщение акустическая эмиссия при прямом МП уже не связана с пластической релаксацией напряжений, а обусловлена только динамической релаксацией.

## ИЗУЧЕНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Fe-Cr-Ni

Громов В.Е., Коновалов С.В.

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

Переход к нанокристаллическому состоянию затрудняет процессы пластической деформации, протекающие по традиционному дислокационному механизму. Основную роль начинают играть процессы, идущие в приграничных объемах. Приложение импульсного электрического тока может явиться заметным стимулом к интенсификации зернограничных процессов, ответственных за пластическое течение.

Нанокристаллические материалы обладают рядом особенностей механического поведения: сильно локализованным характером пластического течения, отсутствием явных признаков вклада отдельных дислокаций в процесс пластического течения и др. Это приводит к тому, что механическое формоизменение таких материалов существенно затруднено. В то же время известно, что приложение импульсного электрического тока в процессе деформации способно существенно повысить пластичность [1,2]. Но применение электростимулирующего воздействия к нанокристаллическим материалам до сих пор не проводилось.

В данной работе исследовано влияние импульсов электрического тока частотой 15ГЦ и плотностью 920МА/м<sup>2</sup> при волочении проволоки диаметром 4 мм на структуру и механические свойства нанокристаллических сплавов Fe-Cr-Ni, полученных методом равноканального углового прессования и последующей термической обработки. Исходные сплавы имели средний размер зерна мартенситной фазы 50 нм (7%Ni) и аустенитной фазы 20 нм (9%Ni). После волочения со степенью деформации 10% без приложения электрического тока размер зерна аустенита и мартенсита практически не изменился. Волочение с приложением электрического тока привело к заметному росту зерна, причем более существенному для мартенситной фазы.

В случае двухфазной аустенито-мартенситной структуры волочение без электрического тока не меняло фазового состава нанокристаллов, в то время как волочение, проводимое с параллельным приложением электрического тока приводило к протеканию мартенситного превращения в процессе волочения и к однофазной мартенситной нанокристаллической структуре. Прочность сплавов, прошедших токовую обработку, ниже, а пластичность – выше, чем у тех же сплавов, продеформированных без приложения электрического тока.

*Выражаем благодарность А.М. Глезеру за обсуждение результатов работы.*

*Работа выполнена при финансовой поддержке научно-технической программы МО РФ: «Научные исследования высшей школы по приоритетным направлениям науки и техники» (Код проекта 202.01.02.058).*

1. В.Е.Громов, В.Я.Целлермаер, В.И.Базайкин. Электростимулированное волочение: структура и анализ. -М.Недра. 1996. -160с.
2. В.Е.Громов, Л.Б.Зуев, Э.В.Козлов, В.Я.Целлермаер. Электростимулированная пластичность металлов и сплавов. -М. Недра. 1996. -290 с.

# ВИРТУАЛЬНЫЙ СТЕНД ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ВИБРАЦИОННЫХ ЯВЛЕНИЙ И РЕЗОНАНСА ПРИ РАСТЯЖЕНИИ СТЕРЖНЕЙ ДО РАЗРУШЕНИЯ

Пронин Г.М.

*Морд. гос. ун-т., Саранск, Россия,*  
[gpronin@yandex.ru](mailto:gpronin@yandex.ru)

Колебания сопротивления пластической деформации при растяжении наблюдали многие исследователи. Это явление, известное в настоящее время как эффект Портевена - Ле Шателье, при испытаниях «мертвой» нагрузкой открыли в 1837 - 41 гг. Ф.Савар и А.Ф.Массон. Природу вибрационных явлений разные авторы связывают с резонансными свойствами испытательных машин, особенностями микромеханизмов пластической деформации, влиянием физико-химических процессов на деформацию метастабильных материалов, а часто и с одним, и другим, и третьим одновременно.

На основе Релаксационной теории деформируемости (РТД) нами разработана математическая модель пластической деформации неоднородного стержня. Согласно модели, формоизменение при растяжении развивается следующим образом. На начальном этапе, после включения привода машины, жесткость которой конечна и, обычно, меньше жесткости образца, скорость упругой деформации, сама упругая деформация и сопротивление растяжению возрастают, а машина сжимается. Из-за инертности её элементов конструкции данный процесс продолжается в виде гармонических колебаний скорости и сопротивления деформации, затухающих быстрее или медленнее в соответствии с интенсивностью релаксации упругих напряжений в материале образца.

Принципиальное значение в дальнейшем изменении сопротивления деформации имеет зависимость скорости релаксации упругой деформации от величины упругой деформации -  $A_{(\varepsilon)}$ . При обычной, монотонно возрастающей зависимости  $A$ , колебания наблюдаются только при резком переходе от упругой деформации к пластической, как при ударном возмущении любой колебательной системы. В случае немонотонно возрастающей кривой  $A_{(\varepsilon)}$  колебания системы машина-образец могут возбуждаться самопроизвольно при попадании упругой деформации любого сечения неоднородного образца в аномальную область зависимости  $A_{(\varepsilon)}$ , подобно автоколебаниям в LC контуре с туннельным диодом. Несмотря на то, что аномалии  $A_{(\varepsilon)}$  в РТД формально обусловлены дефектной структурой материалов, колебания, существенно отличаясь от гармонических по форме, имеют более менее постоянную и высокую по сравнению с опытами по акустической эмиссии частоту даже с учетом интерференции и модуляции.

Физическое представление структурных дефектов и физико-химических превращений, с неупругой природой движущей силы, в РТД осуществляется с помощью составных РМД - релаксационных моделей деформируемости. В этом представлении этап высокой скорости растяжения сопровождается не столько ростом деформации, сколько повышением количества определенных дефектов или плотности промежуточных метастабильных состояний в РМД. Преобразуясь затем в пластическое формоизменение эти дефекты разгружают систему машина-образец, повышают спад нагрузки при последующем снижении скорости растяжения и обеспечивают возбуждение низкочастотного спектра колебаний.

Таким образом, математическая модель, снабженная системой отображения, преобразуется в виртуальный стенд для исследования влияния количественных характеристик тех или иных процессов на возбуждение вибраций и резонанса при активном растяжении структурно и геометрически неоднородных стержней.

# О СООТНОШЕНИИ МАСШТАБНОГО И СКОРОСТНОГО ФАКТОРОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРО- И НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ КЕРАМИКИ $ZrO_2$ МЕТОДОМ СТУПЕНЧАТО-НАРАСТАЮЩЕЙ НАГРУЗКИ

Головин Ю.И., Тюрин А.И., Бойцов Э.А.

Тамбовский государственный университет, Тамбов, Россия

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

Для исследования время-зависимых характеристик микро- и наноконтактного взаимодействия предложено использовать ступенчато-нарастающую нагрузку.

Исследования осуществляли алмазной пирамидой Берковича при комнатной температуре на керамике ( $ZrO_2$ ) в диапазоне нагрузок до  $10^2$  мН и полной длительностью импульса нагружения от 1с до 10 с, на специально разработанной установке. В условиях действия ступенчато-нарастающей силы с высоким пространственным (до 1 нм) и временным (до 100 мкс) разрешением исследована кинетика формирования отпечатка (рис.1), определены кинетические (скорость внедрения индентора -  $v$ , скорость относительной деформации -  $\varepsilon$ ), силовые ( $\sigma$ ) и активационные (величина активационного объема -  $\gamma$ ) параметры процесса формирования отпечатка. Выявлено, что на каждом этапе постоянства величины приложенной силы при ступенчато-нарастающей нагрузке отпечаток формируется в две стадии, отличающиеся характерными временами, кинетическими и активационными параметрами.

Для обеих выявленных стадий определены кинетические параметры, а также значения динамической твердости и скорости относительной деформации материала. Проведенный активационный анализ выявленных стадий позволил определить активационные параметры, выявить спектр структурных дефектов и предложить микромеханизмы массопереноса материала из-под индентора. Показано, что начальные стадии обусловлены пластической деформацией за счет моноатомных микромеханизмов массопереноса, которые затем сменяются для  $ZrO_2$  стадиями скоррелированного движения отдельных атомов (краудинная пластичность).

Показана зависимость динамической твердости от глубины внедрения индентора и скорости относительной деформации. Разделен масштабный (влияние глубины  $h$ ) и скоростной (влияние скорости относительной деформации  $\varepsilon$ ) факторы в формировании числа твердости. Показано, что коэффициент скоростной чувствительности динамической твердости  $m=d(\log H)/d(\log \varepsilon)$  циркониевой TZP керамики равен  $m = 0,05$ .

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 01-02-16573) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр E02-3.4-263).

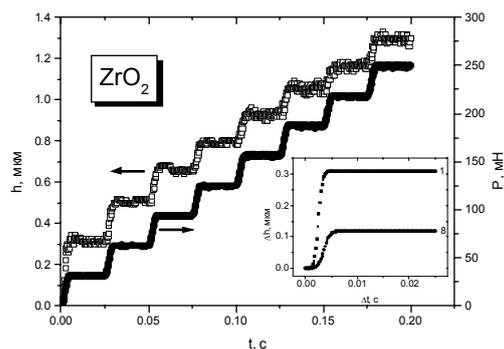


Рис.1. Зависимости  $P(t)$  и  $h(t)$  при индентировании  $ZrO_2$  ступенчато-нарастающей силой. На врезке показана динамика формирования отпечатка для первой (1) и восьмой (8) ступеней нагружения.  $\Delta h$  и  $\Delta t$  – изменение глубины и времени на отдельной ступени нагружения.

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В ЛИТОМ ВЫСОКОПРОЧНОМ СПЛАВЕ АЛЮМИНИЯ ПОСЛЕ МНОГОКРАТНОГО РКУ ПРЕССОВАНИЯ

Барахтин Б.К.\*, Кучкин В.В.\*, Осокин Е.Н.\*, Рыбин В.В.\*, Щербель Р.Д.\*\*

\*-ЦНИИ КМ «Прометей», С.-Петербург,

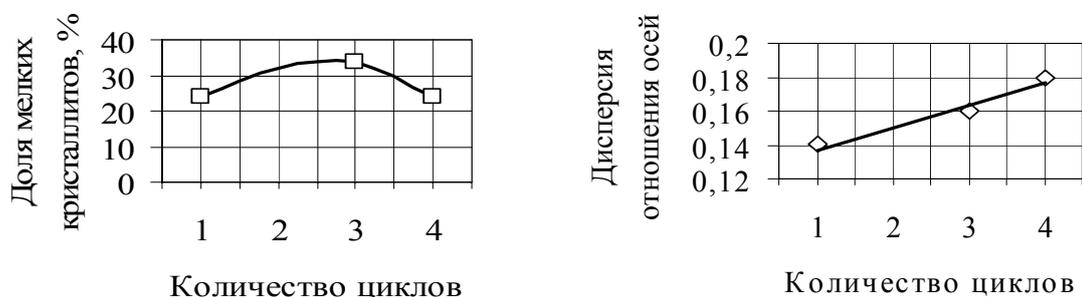
\*\*- ОАО «Вилс», Москва, Россия

Опробована технология РКУ прессования прутков диаметром 70мм, изготовленных литьем высокопрочного алюминиево-магниевого сплава типа 1561. За один цикл при температурах 400-300<sup>0</sup>С заготовки подвергались двум последовательным обжатиям по схеме "зигзаг". При этом на входном и выходном устройствах стана траектории движения прутков совпадали. В результате, суммарный эффект пластической деформации был эквивалентен одному повороту исходной заготовки на 90 градусов.



*Рис.1 Аксонометрическое представление структур, выявленных при x200 на образцах после 3 циклов прессования. Обозначения: поверхности шлифов - **М** и изломов - **Ф**, ориентированные перпендикулярно - **О** и параллельно - **Р** направлению деформирования, показанному стрелкой.*

С увеличением числа РКУ циклов литой металл фрагментируется (рис.1) с возрастанием доли измельченных до 2 мкм субзерен и ростом дисперсии их разориентировок (рис.2). При разрушении доминирует механизм межзеренного сдвига. Завышенная длительность отпуска при высоких температурах приводит к разупрочнению объемов металла вблизи границ зерен и провоцирует локализацию деформации.



*Рис.2 Процентное содержание доли кристаллитов, измельченных до 2 мкм, (слева) и величина дисперсии отношения ортогональных осей зерен (справа) в зависимости от числа циклов прессования.*

## ПЕРСПЕКТИВНЫЕ УЛЬТРАМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ Al СПЛАВЫ С ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ.

Бродова И.Г., Башлыков Д.В., Ширинкина И.Г., Яблонских Т.И.

*ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*  
[brodova@imp.uran.ru](mailto:brodova@imp.uran.ru)

Для улучшения структуры и повышения прочностных свойств Al сплавов с переходными металлами (ПМ=Cr, Zr, Fe) актуальным является совершенствование способов их обработки, как в жидком, так и в твердом состояниях. К первым можно отнести температурно-временную обработку расплава и высокоскоростную кристаллизацию, ко вторым – интенсивную пластическую деформацию и термическую обработку.

Целью настоящих исследований является изучение фазовых и структурных превращений, протекающих в Al-ПМ сплавах (ПМ=1-3 вес.%) в процессе комплексного воздействия всех перечисленных выше обработок.

Образцы в форме дисков (диаметром 10 мм и толщиной 1,2-0,6 мм) получены на установке центробежного литья при двухстороннем охлаждении. Интенсивная пластическая деформация сдвигом под давлением проводилась в УГАТУ-ИФПМ (г. Уфа).

Исследована эволюция структуры и фазового состава в широком интервале условий кристаллизации (скорость охлаждения расплава:  $10^2$ - $10^4$  °C/с; перегрев расплава над температурой ликвидуса: 100-450<sup>0</sup> С; истинная логарифмическая деформация сдвига: 3,8-7,6).

Методами электронной микроскопии установлено, что после оптимальных режимов температурно-временной обработки расплава, высокоскоростной кристаллизации и интенсивной пластической деформации сплавы представляют собой двухфазный материал, состоящий из кристаллов алюминидов нанометрического размера и Al матрицы с размером зерна 100-200 нм. Отличительной особенностью данного ультрамикроструктурного состояния являются высокая твердость до 2,5 ГПа и образование пересыщенных твердых растворов с концентрацией ПМ в матрице в десятки раз превышающие равновесные значения.

Последнее инициируется процессом растворения алюминидов ПМ в процессе интенсивной пластической деформации. Для оценки кинетики растворения алюминидов построены зависимости изменения параметра решетки матрицы от степени деформации, а также использованы данные количественного фазового анализа.

Изучена термическая устойчивость ультрамикроструктурного состояния при изотермических и изохронных отжигах. Построены температурные зависимости размера зерна, микротвердости, параметра и микроискажений решетки матрицы при нагревах от 100 до 450<sup>0</sup> С. Установлено дополнительное упрочнение материала при старении и сохранение ультрамикроструктурной структуры до 300<sup>0</sup> С.

*Работа выполнена при поддержке фонда РФФИ (проекты №№ 01-03-32125 и 03-03-06066).*

# ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ПОСЛЕДУЮЩИХ ТЕРМООБРАБОТОК НА ТЕМПЕРАТУРЫ И ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Гришков В.Н., Кудинова Е.Д., Лотков А.И., Дударев Е.Ф.<sup>1</sup>, Иванов К.Ф.<sup>2</sup>, Колобов Ю.Р., Валиев Р.З.<sup>3</sup>

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,*  
[root@ispms.tomsk.ru](mailto:root@ispms.tomsk.ru)

<sup>1</sup> *Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова при Томском государственном университете, Томск, Россия,*

[kanc@spti.tsu.ru](mailto:kanc@spti.tsu.ru)

<sup>2</sup> *Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия*

<http://www.hcei.tsc.ru>

<sup>3</sup> *Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия*

[RZValiev@mail.rb.ru](mailto:RZValiev@mail.rb.ru)

В последнее время наблюдается повышенный интерес к фундаментальным исследованиям структуры и свойств мелкокристаллических и наноструктурных материалов, полученных методами интенсивной пластической деформации (ИПД). Большинство из них – либо чистые металлы, либо сплавы со стабильной структурой. Особый интерес представляют исследования влияния ИПД на структуру материалов с эффектами памяти формы и сверхпластичности, обладающие сдвиговой неустойчивостью кристаллической решетки и испытывающие мартенситные превращения (МП).

В работе представлены результаты исследований (температурная резистометрия, электронная микроскопия, рентгеноструктурный анализ) влияния ИПД методом равноканального углового прессования (РКУП) на последовательность и температуры МП в двойном сплаве  $Ti_{50.6}Ni_{49.4}$ , (ат.%). Состав кубической В2 фазы  $TiNi$   $Ti_{49.8}Ni_{50.2}$  (ат.%) (из-за присутствия ~ 7 % фазы  $Ti_4Ni_2X$ , X – примеси внедрения: O, N, C). Исходное состояние – закалка от 1073 К; крупнокристаллическая структура (размер зерен 45 – 75 мкм). Последовательность МП при охлаждении и нагреве В2 ↔ В19' (моноклинный мартенсит). РКУП проведено при 723 К (6 проходов). Угол между каналами 110°.

Установлено, что при РКУП формируется мелкокристаллическая структура (размер зерен ≤ 100–500 нм). После РКУП изменяется последовательность МП от В19' → В2 до В2 → R → В19' (R – ромбоэдрическая фаза), а температура начала МП В2 → R  $T_R \cong M_H + 10$  К. МП при нагреве В2 → В19', как и после закалки от 1073 К. Изменение  $M_H$ ,  $M_K$ ,  $A_H$ ,  $A_K$  после деформирования не превосходит точности их определений ( $\pm 5$  К).

Структурно-фазовое состояние и последовательность МП В2 → R → В19' в образцах, деформированных РКУП, сохраняется после отжигов при 523–723 К. Отжиг деформированных образцов при 773 К возвращает последовательность МП В2 ↔ В19', характерную для сплава, закаленного от 1073 К. Установлено, что только термические обработки при 573 – 723 К не приводят к изменению последовательности МП. Изменение последовательности МП после РКУП связывается с деформационно-стимулированным старением В2 фазы, слабо пересыщенной никелем относительно эквивалентного состава.

*Работа поддержана Международным научно-техническим центром (грант 2398).*

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИИ АЗОТИРОВАННОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА СО СДВИГОНЕУСТОЙЧИВОЙ В2 ФАЗОЙ В ДИФФУЗИОННОЙ ЗОНЕ ВБЛИЗИ ВНЕШНЕГО НИТРИДНОГО СЛОЯ

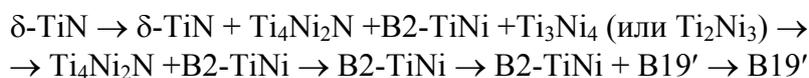
Тимкин В.Н., Гришков В.Н., Лотков А.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*  
[root@ispms.tomsk.ru](mailto:root@ispms.tomsk.ru)

Сплавы на основе никелида титана обладают уникальными физико-механическими свойствами: высокой прочностью и пластичностью в сочетании с памятью формы и сверхупругостью, благодаря чему эти сплавы широко применяются в различных областях техники и в медицине и часто работают в условиях воздействия агрессивной окружающей среды. Однако применение никелида титана в условиях агрессивных сред и повышенных динамических и статических нагрузок показало, что имеющихся ресурсов прочности и коррозионной стойкости не достаточно. Для повышения прочности и коррозионной стойкости в TiNi наиболее естественно выглядит использование азотирования, при котором на поверхности материала синтезируется моонитрид титана  $\delta$ -TiN, хорошо известный своими высокими прочностными и антикоррозионными свойствами.

В работе был использован никелид титана эквиаомного состава со структурой моноклинного мартенсита B19' при комнатной температуре. Азотирование проводили при температуре 1073 К длительностью до 4 ч.

Исследования фазового состава азотированных образцов показало, что одновременно с синтезом внешнего слоя нитрида титана происходит формирование диффузионной зоны (ДЗ) в приповерхностном объеме образца, фазовый состав которой изменяется в последовательности:



Фаза В2 имеет переменный химический состав по глубине ДЗ: концентрация никеля в ней плавно меняется от ~ 52 ат.% вблизи поверхности до состава исходного сплава (~ 50.0 ат.%) вблизи нижней границы ДЗ. Обогащение В2 фазы никелем приводит к понижению температуры мартенситного превращения (МП) ниже ~ 300 К.

Показано, что обогащенная никелем сдвигонеустойчивая В2 фаза испытывает МП  $\text{B2} \rightarrow \text{R} \rightarrow \text{B19}'$  либо в процессе охлаждения ниже 300 К, либо в процессе изотермического (300 К) растяжения или кручения азотированных образцов. Особенно существенна роль деформационных МП вблизи микротрещин, являющихся концентраторами мощных полей напряжений. Вблизи растущей микротрещины возникает сложный деформационный рельеф, обусловленный круговой симметрией полей внутренних напряжений. Характерный размер областей такого деформационного микрорельефа совпадает с общей толщиной ДЗ (180–200 мкм). Внутри них отчетливо виден деформационный мартенсит B19' в виде отдельных ламелей, объединенных в пакеты, и расположенных вдоль изолиний внутренних напряжений вокруг микротрещин.

Представленные результаты показывают, что формирование сдвигонеустойчивой В2 фазы в диффузионной зоне азотированных образцов релаксирует по механизму мартенситных превращений внутренние напряжения вблизи микротрещин и блокирует их распространение в глубину азотированного материала.

# АЛЬТЕРНАТИВНЫЙ ХАРАКТЕР ВЛИЯНИЯ СВЕРХМАЛЫХ ДОЗ ( $D < 1$ сГр) ИОНИЗИРУЮЩЕГО ОБЛУЧЕНИЯ И ИМПУЛЬСНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛОВ ФУЛЛЕРИТА $C_{60}$

Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Пушнин И.А.

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

[dmitr2002@tsu.tmb.ru](mailto:dmitr2002@tsu.tmb.ru)

Известен ряд физических и биологических объектов, у которых наблюдается чувствительность к сверхмалодозовым (СМД) воздействиям. Зачастую, СМД эффекты превосходят, а иногда противоположны эффектам, наблюдаемым при умеренных дозах. Известны случаи, когда СМД воздействия приводили к изменению чувствительности объектов к другим видам воздействий.

Нами были проведены исследования, связанные с влиянием СМД ионизирующего облучения на микротвердость монокристаллов  $C_{60}$ , а также на обнаруженный в [1] магнитоэластический эффект в фуллерите.

Обнаружено, что СМД  $\beta$ -облучение монокристаллов  $C_{60}$  приводит к обратимому изменению микротвердости. Показано, что  $\beta$ -облучение изменяет состояние приповерхностных слоев монокристалла, а  $\gamma$ -облучение теми же дозами не приводит к заметному изменению микротвердости фуллерита [2]. Установлено, что радиационно-пластический эффект в кристаллах  $C_{60}$  зависит от их фазового состава. Так, СМД  $\beta$ -облучение фуллерита при  $T < 250$  К (ПК решетка) приводит к упрочнению, а при  $T > 260$  К (ГЦК решетка) – разупрочнению. Температурный интервал, в котором наблюдается изменение знака  $\beta$ -стимулированного изменения микротвердости кристаллов  $C_{60}$  совпадает с интервалом, в котором происходит инверсия знака магнитоэластического эффекта [3]. Установлено, что после  $\beta$ -облучения фуллерит теряет чувствительность к действию импульсных магнитных полей (ИМП), а предварительная экспозиция монокристаллов  $C_{60}$  в ИМП приводит к гашению радиационно-пластического эффекта.

Следовательно, СМД  $\beta$ -облучение и ИМП действуют на одни и те же объекты в монокристаллах  $C_{60}$  и являются альтернативными способами воздействия на пластичность фуллеритов.

*Работа выполнена при поддержке программы «Фуллерены и атомные кластеры» (проект № 2008), РФФИ (грант № 02-02-17571), а также ФЦП «Интеграция» проект № 30475/1558*

1. Ю.А. Осипьян, Ю.И. Головин, Д.В. Лопатин, Р.Б. Моргунов, Р.К. Николаев, С.З. Шмурак, Письма в ЖЭТФ **69**, 2, 110 (1999)
2. Ю.И. Головин, А.А. Дмитриевский, Р.К. Николаев\*, И.А. Пушнин, Обратимое разупрочнение монокристаллического фуллерита  $C_{60}$  под действием ультраслабого ионизирующего облучения // ДАН, **385**, 1, 1 (2002)
3. Ю.А. Осипьян, Ю.И. Головин, Р.Б. Моргунов, Р.К. Николаев, И.А. Пушнин, С.З. Шмурак. ФТТ **43**, 7, 1333 (2001)

## РАЗВИТИЕ ПОРИСТОСТИ, НИТЕВИДНЫХ ОБРАЗОВАНИЙ И РАЗРУШЕНИЕ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА 1460 В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Брюховецкий В.В.<sup>1)</sup>, Пойда А.В.<sup>1)</sup>, Воронов Д.Л.<sup>2)</sup>, Клепиков В.Ф.<sup>1)</sup>

- 1) *Научно-технический центр электрофизической обработки НАН Украины, Харьков, Украина, [ntcefo@yahoo.com](mailto:ntcefo@yahoo.com)*
- 2) *Национальный технический университет "Харьковский политехнический институт", Харьков, Украина*

Проведены исследования механического поведения и структурных характеристик образцов сплава 1460 системы Al-Li-Cu-Zr-Sc при их деформировании в режиме ползучести в широком интервале высоких гомологических температур. Диапазон используемых напряжений  $\sigma = 2,5 \div 6,0$  МПа, температур  $T = 753 \div 853$  К, средний исходный размер зерна  $\bar{d} = 5 \pm 1$  мкм.

Установлено, что оптимальными условиями проявления сверхпластичности образцов данного сплава является температура  $T = 793$  К и напряжение течения  $\sigma = 3,5$  МПа. Максимальное относительное удлинение образцов до разрушения  $\delta_{\max}$  составило в этих условиях деформирования 1000%. Однако на зависимости  $\delta_{\max} = f(T)$  имеется еще один пик повышенной пластичности при  $T = 823$  К ( $\delta_{\max} = 720\%$ ), который наблюдается также при  $\sigma = 3,5$  МПа.

Сверхпластическая деформация образцов сплава в указанных выше условиях осуществляется с изменяющимися истинными скоростями. Это, вероятно, связано с некоторым укрупнением зерен и изменением фазового состава образцов во время их деформирования.

Высказано предположение, что наличие на кривой  $\delta_{\max} = f(T)$  двух максимумов связано с различием микромеханизма межзеренного проскальзывания, реализующегося при разных температурах.

Показано, что в ходе сверхпластической деформации образуется и накапливается зернограничная пористость. Изолированные зернограничные поры, присутствующие в образцах, деформированных сверхпластически во всем диапазоне температур, способствуют перемещению зерен, проскальзывающих по неравновесным границам, что приводит к существенному увеличению количества зерен в направлении оси растяжения и, следовательно, к большим значениям  $\delta_{\max}$ . В образцах, деформированных при  $T \geq 823$  К наблюдаются ветвящиеся по границам зерен несплошности, как правило, вытянутые вдоль направления растяжения.

В образцах, деформированных при температуре  $T \geq 823$  К, наблюдали волокнистые образования, локализованные на поверхностях разрушения и в открытых приповерхностных порах и трещинах. Волокна ориентированы приблизительно параллельно направлению оси растяжения. В волокнах повышена концентрация легирующих элементов, особенно Си, по сравнению со средним химическим составом сплава. Морфология и химический состав волокон свидетельствуют о том, что они образуются и развиваются в результате вязкого течения жидкой фазы, существующей в образцах при температуре испытания.

Разрушение образцов сплава 1460 во всем исследованном интервале температур на макроуровне носит квазихрупкий характер и осуществляется в результате развития магистральных трещин в наиболее ослабленном пористостью сечении рабочей части образца.

## РАВНОКАНАЛЬНОЕ УГЛОВОЕ ПРЕССОВАНИЕ ЦИРКОНИЯ: ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ СТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ

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

*Московский Инженерно-Физический Институт (Государственный Университет)*  
*Москва, Россия,*  
[perl@phm.mephi.ru](mailto:perl@phm.mephi.ru)

В последние годы равноканальное угловое прессование (РКУ-прессование) рассматривается как перспективный способ получения прутков с однородной структурой, ультрамелким зерном и повышенными прочностными свойствами. При использовании современных методов рентгеновской дифрактометрии проведено детальное изучение текстурных и структурных особенностей цилиндрических циркониевых прутков диаметром 10 мм, подвергнутых РКУ-прессованию с числом циклов от 1 до 4 при температуре 350°C.

Образцы для исследования в виде кубиков размером 3×3×3 мм вырезали электроискровым методом из различных участков поперечного сечения прутка. По результатам рентгеновской съемки трех граней каждого образца строили полные текстурные полюсные фигуры (0001) и {11.0}. Для каждой точки ПФ(0001) восстанавливали профиль рентгеновской линии (0002), характеризующей состояние кристаллической решетки в зернах с соответствующей ориентацией базисных нормалей ( $\psi, \varphi$ ), и строили распределения параметров этого профиля в зависимости от ориентации зерен. В их числе – истинная угловая полуширина  $\beta$ , возрастающая с увеличением искаженности кристаллической решетки и с измельчением блоков когерентного рассеяния, а также угловое положение линии  $2\theta$ , определяемое величиной межплоскостного расстояния «с». Тогда распределение  $\beta(\psi, \varphi)$  описывает структурную анизотропию прутка, а распределение  $s(\psi, \varphi)$  – упругую деформацию кристаллической решетки его зерен. Сопоставляя данные, полученные для разных участков сечения прутка, судили о пространственной однородности структурообразующих процессов, протекающих в прутке при деформации.

В исходном прутке, находившемся в рекристаллизованном состоянии, существовала обычная для ГПУ-металлов аксиальная текстура с осью  $\langle 11.0 \rangle$  и базисными нормальными, ориентированными вдоль радиальных направлений. В результате РКУ-прессования в текстуре прутка возникают дополнительные компоненты, характеризующиеся компактным расположением базисных нормалей на угловом расстоянии 45°-50° от оси прутка и обусловленные их переориентацией в противоположных направлениях. После одноразового прессования на противоположных сторонах сечения возникает лишь одна из двух указанных компонент; причем, вариант переориентации, реализующийся вблизи внешней стороны L-образного канала, преобладает на большей части сечения прутка. Текстура прутка остается неоднородной, несмотря на увеличение числа циклов РКУ-прессования, сопряженное с поворотами прутка на 90° или 180°.

Исследованные прутки характеризуются малой угловой шириной рентгеновских линий  $\beta$ , что свидетельствует об относительном совершенстве кристаллической решетки  $\alpha$ -Zr, резко отличающем прутки, претерпевшие РКУ-прессование, от других деформированных изделий из циркониевых сплавов. Очевидно, в условиях прессования в материале прутков интенсифицируются процессы возврата, приводящие к падению плотности дефектов и устраняющие искаженность кристаллической решетки. Вместе с тем, остаточная упругая микродеформация зерен  $\alpha$ -Zr в прутках варьируется в широких пределах.

## О ВОЗМОЖНОСТИ ДЕТЕКТИРОВАНИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ С ПОМОЩЬЮ ТЕРМОУПРУГОГО ФОТОАКУСТИЧЕСКОГО МЕТОДА

Муратиков К.Л., Глазов А.Л.

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

[klm@holo.ioffe.rssi.ru](mailto:klm@holo.ioffe.rssi.ru)

Развитие методов регистрации внутренних напряжений представляет собой важную задачу современного материаловедения. В настоящее время для этих целей с успехом используются оптические, ультразвуковые методы, метод рамановской микроскопии, методы дифракции рентгеновских лучей и медленных нейтронов, метод сверления отверстий в сочетании с методами голографической и спекл интерферометрии. В последнее время в ряде публикаций отмечалась также возможность использования фотоакустического (ФА) метода для регистрации внутренних напряжений. Вместе с тем, несмотря на целый ряд достоинств этого метода (универсальный характер, высокое пространственное разрешение), перспективы использования ФА метода для регистрации внутренних напряжений остаются недостаточно изученными. В связи с этим в данной работе основное внимание уделялось проведению экспериментальных и теоретических исследований, направленных на выяснение данного вопроса. Исследования проводили в трех направлениях:

1. изучение поведения ФА сигнала вблизи мест индентации по Виккерсу,
2. изучение поведения ФА сигнала при отжиге.
3. изучение изменений в поведении ФА сигналов при действии на образец заданной внешней нагрузки.

В ходе этих экспериментов было продемонстрировано влияние механических напряжений на ФА сигнал и было показано, что их результаты могут использоваться для оценки чувствительности ФА метода к напряжениям.

Для объяснения полученных результатов была предложена теоретическая модель ФА эффекта в твердых телах с внутренними напряжениями. Она основывается на нелинейной модели твердых тел, учитывающей модули упругости третьего порядка, а также зависимость постоянной термоупругой связи материала от напряжения. С помощью этой модели были определены акустические вибрации исследуемых образцов, генерируемые модулированным лазерным излучением. С ее помощью также детально проанализирована задача поведения ФА сигнала вблизи концов трещин. Показано, что предложенная теоретическая модель ФА эффекта находится в хорошем соответствии с имеющимися экспериментальными данными по поведению ФА сигнала вблизи концов трещин как для случая нормальных, так и касательных напряжений. Обсуждены возможности использования полученных экспериментальных и теоретических результатов к проблеме измерения коэффициентов интенсивности напряжений вблизи концов трещин.

*Данная работа поддерживалась РФФИ, а также CRDF в рамках гранта RP!-2366-ST-02.*

## МОДЕЛЬ МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ, УЧИТЫВАЮЩАЯ ФОРМИРОВАНИЕ САМОАККОМОДИРОВАННЫХ ГРУПП МАРТЕНСИТА

Волков А.Е., Евард М.Е.

*СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия*  
[volkov@smel.math.spbu.ru](mailto:volkov@smel.math.spbu.ru)

При теоретическом анализе механического поведения сплавов с памятью формы в рамках структурно-аналитической модели до сих пор предполагали, что кристаллографически эквивалентные ориентационные варианты (домены) мартенсита возникают, растут и исчезают независимо друг от друга. Этот подход позволил верно рассчитывать такие основные функциональные свойства материалов, как эффекты пластичности превращения, однократной и обратимой памяти формы. Вместе с тем, оказалось невозможным описание одного из самых необычных явлений, наблюдаемых при прямом превращении в некоторых сплавах — эффекта деформации ориентированного превращения, который заключается в том, что накопление деформации за счет пластичности прямого превращения продолжается, даже если напряжение, инициирующее это накопление, удалить, когда превращение еще не завершено. Накопление деформации объясняют тем, что на первой стадии охлаждения при ненулевом напряжении образуется мартенсит, ориентированный (частично монодоменизированный) действием этого напряжения, а на второй стадии, когда напряжение отсутствует, продолжается рост ориентированного мартенсита. Анализ модели с “независимыми вариантами” показал, что в сплавах с памятью формы, демонстрирующих эффект деформации ориентированного превращения, сила сопротивления росту какого-либо варианта мартенсита зависит не только от объема, который он сам занимает, но и от того, какие еще варианты растут рядом с ним. Об этом же свидетельствуют и экспериментальные исследования структуры мартенсита, показывающие, что отдельные его кристаллы образуют различного вида самоаккомодированные группы.

В настоящей работе предложена модель роста и двойникования самоаккомодированных групп мартенсита, а также выполнено моделирование поведения сплава типа никелида титана в режиме инициирования деформации ориентированного превращения и изотермического деформирования при различных температурах. В рамках рассматриваемой модели предполагали, что модельный материал состоит из зерен, в каждом из которых возможно образование нескольких самоаккомодированных групп мартенсита, состоящих в свою очередь из доменов – вариантов мартенсита.

Проверка работоспособности модели выполнена на примере расчета диаграмм деформирования сплава Ti-50.6 ат.% Ni и моделирования эффекта деформации ориентированного превращения. Выполненное моделирование показало правильность гипотезы о причинах появления эффекта деформации ориентированного превращения.

*Работа выполнена при поддержке грантов РФФИ 01-01-00216 и 00-15-96023 (поддержка научных школ).*

## НЕКОТОРЫЕ АСПЕКТЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Теодор Бречко,

Варминско-Мазурский Университет в Ольштыне, Польша

[Teodor.Breczko@uwm.edu.pl](mailto:Teodor.Breczko@uwm.edu.pl)

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

Исследования эволюции параметров тонкой структуры проводили на образцах аморфного сплава Fe-Cu-Nb-Si-B, отожженных в различных температурах из диапазона 693-803 К, с последующим изучением дифракционной картины и степени кристаллизации сплава. Методом гармонического анализа определялись среднеквадратичные микроискажения  $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ , а также величины когерентных блоков  $D$ . На рисунках 1 и 2 представлены результаты измерений структуры магнитных доменов в сплаве Fe-Cu-Nb-Si-B в исходном состоянии и после кристаллизации в температуре 803 К в течение 30 мин соответственно

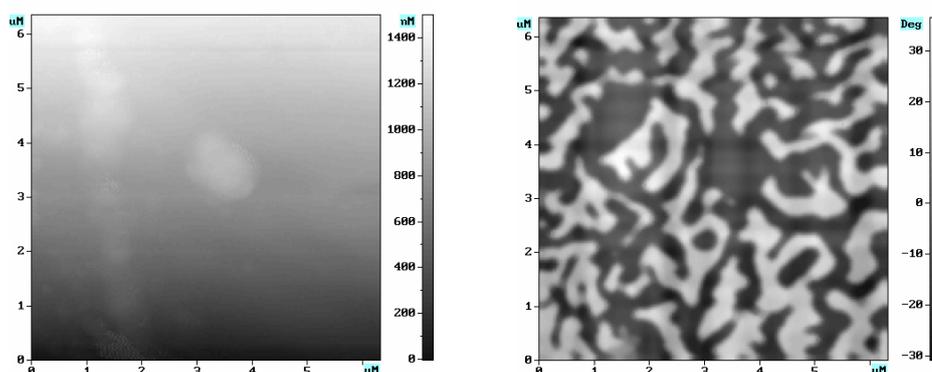


Рис. 1. Топография поверхности и структура магнитных доменов аморфного сплава Fe-Cu-Nb-Si-B в начальном состоянии

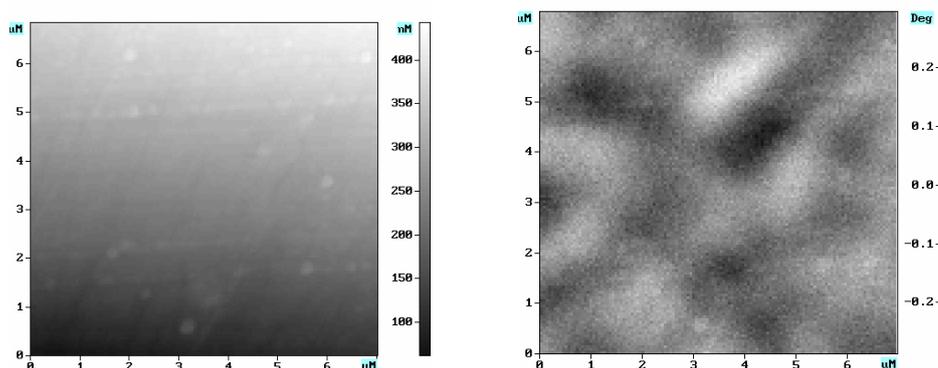


Рис. 2. Топография поверхности и структура магнитных доменов сплава Fe-Cu-Nb-Si-B после кристаллизации в температуре 803 К в течение 30 минут

Представленные на рисунках 1 и 2 магнитные домены сравнивались в процессе кристаллизации с когерентными блоками.

# ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, МИКРОСТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТЕКЛОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И КЕРАМИКИ, ПОДВЕРГШИХСЯ РАЗЛИЧНЫМ РЕЖИМАМ ОБЛУЧЕНИЯ

Красников А. С., Миркин Л. И.

*РГПУ, Рязань,  
МГУ, Москва*  
[rgpi@ttc.ryazan.ru](mailto:rgpi@ttc.ryazan.ru)

При действии лазерного излучения на вещество в нем могут протекать тепловые, механические, электрические и другие процессы. При взаимодействии излучения умеренного потока мощности со стеклокристаллическим материалом и керамикой следует ожидать фазовых переходов первого рода, которые могут приводить к изменению содержания аморфной и кристаллической фаз в зоне действия луча лазера. Актуальным также является вопрос исследования микроструктуры облученного материала и ее влияние на его механические свойства. Нагревание материалов с высокими скоростями должно приводить к изменению фазового состава, появлению термических напряжений и, как следствие, образованию микротрещин. Последние, в свою очередь, будут лимитировать прочностные свойства материалов.

В результате проведенных исследований установлено, что воздействие миллисекундных лазерных импульсов с плотностью потока мощности  $q < 10^6$  Вт/см<sup>2</sup> на стеклокристаллический цемент, фотоситалл, алюмооксидную керамику приводило к аморфизации структуры, снижению микротвердости, образованию микротрещин, лимитирующих прочностные свойства материала, а также к изменению их оптических, диэлектрических и химических свойств. Процессы, происходящие в СКМ и керамике под действием лучей лазера, приводят к нагреванию и охлаждению материала с высокими скоростями. Поэтому образуемому расплаву как бы удается "проскочить" температурный интервал кристаллизации и расплав затвердевает в аморфном состоянии. Это приводит к уменьшению общего содержания кристаллической фазы в образцах до 5%.

На основе полученных результатов удалось оптимизировать параметры лазерного излучения и повысить выход годных изделий.

Механизм аморфизации литиевоалюмосиликатного фотоситалла под действием лазерного излучения, может быть представлен следующим образом. Плавление кристаллических фаз осуществляется за счет концентрации энергии лазерного излучения в поверхностном слое вещества и передачи ее во внутрь материала за счет эффекта теплопроводности. При этом также необходимо учитывать эффект нелинейного поглощения излучения на колебательных уровнях атомных групп Si-O-Si-R. Дело в том, что резонансные частоты поглощения с основного невозбужденного состояния и с возбужденных состояний Si-O-Si-R практически не отличаются, если пренебречь эффектом ангармоничности колебаний. Известно, что энергетические уровни гармонического осциллятора эквидистантны.

Аморфизация структуры алюмооксидной керамики в зоне действия луча лазера приводила к закономерному снижению величины микротвердости. Химическое травление зоны позволяло уменьшить содержание аморфной фазы и приводило к росту величины микротвердости.

# ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СТАБИЛИЗАЦИЯ АУСТЕНИТА В ФЕРРИТНЫХ СПЛАВАХ КАК СПОСОБ ФОРМИРОВАНИЯ В СТРУКТУРЕ АЗОТИСТОГО АУСТЕНИТА

Махнева Т.М., Гончарова Н.В.

*Институт прикладной механики УрО РАН, Ижевск,  
[ipm@ipm.udm.ru](mailto:ipm@ipm.udm.ru), [makhneva@udm.net](mailto:makhneva@udm.net)*

Под стабилизацией аустенита обычно понимается большая устойчивость, меньшая полнота превращения при охлаждении в мартенситном интервале. Известные способы стабилизации аустенита в сталях и сплавах имеют своей целью получение дополнительного количества аустенита в структуре или изменение его свойств. В их основе лежат различные механизмы. Причинами стабилизации называют фазовый наклеп, пластическую деформацию, перераспределение легирующих элементов и элементов внедрения, деформационное старение и др. При этом химический состав аустенита до стабилизации и после нее остается неизменным.

В основе механизма предлагаемого способа стабилизации лежат два процесса: окисление и абсорбция азота в сплав. Особенности проведения способа являются: замкнутый объем, азот воздуха, многостадийность, стабилизация аустенита закалки, имеющего состав, отличающийся от исходного по хрому, азоту, углероду.

Получение азотистого аустенита происходит при температуре закалки в результате взаимодействия компонентов воздуха с образцом, находящимися в запаянной ампуле. На первой стадии происходит окисление элементов поверхности образца с образованием окислов хрома, железа и окиси углерода. В результате окисления содержание хрома в сплаве (к примеру, в X15) уменьшается до значений порядка 9 -10 %, при этом системе, согласно диаграмме состояния, выгоднее существовать в двухфазном состоянии, и появляется возможность фазового ( $\alpha \rightarrow \gamma$ )-превращения. Давление в ампуле изменяется через максимум: в момент нагрева оно увеличивается до максимальных значений; процессы, происходящие на первой стадии, приводят к снижению давления, и наступает вторая стадия, на которой происходит абсорбция азота воздуха образцом сплава до тех пор, пока в системе не наступит устойчивое равновесие между растворенным и газообразным азотом. В случае диффузии азота в сплав происходит обогащение железо-хромистой матрицы азотом и расширение области существования  $\gamma$ -фазы [1, 2], что делает сплав X15 при температуре нагрева аустенитным. В дальнейшем при закалке в соленой воде происходит неполное фазовое ( $\gamma_N \rightarrow \alpha$ )-превращение и в структуре формируется остаточный азотистый аустенит ( $\gamma_N$ ), количество которого тем больше, чем больше растворено азота в  $\gamma$ -твердом растворе.

Растворение азота в высокотемпературной  $\gamma$ -фазе при нагреве под закалку сопровождается увеличением параметра решетки и характеризуется максимальными значениями концентрации азота в аустените.

Ферритный сплав, имеющий в структуре ( $\gamma_N$ ), обладает более высокими коррозионными свойствами по сравнению с чисто ферритным.: на поляризационной кривой наблюдается увеличение потенциала коррозии и значительное расширение области пассивации [3].

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №01-03-96462, «Урал –2001»)*

1. Королев М.Л. Азот как легирующий элемент в стали .- М.: Металлургия, 1961. – 163 с.;

2. Stevents S.M. Nitrogen in Iron and Steel // Weld. Res Counc. Bull.- 1992.- № 369.- P.3-38.;
3. Гончарова НВ., Махнева Т.М. и др. Формирование азотистого аустенита в сплавах Fe-Cr. В сб. «Новые материалы и технологии 2001» . Материалы Росс.-Китайского Симпозиума. Пекин, КНР, 16-19 октября, 2001, с.347.

## **ПРОЧНОСТЬ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЕ УПРОЧНЕНИЕ ТУГОПЛАВКИХ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ**

Ланин А.Г.

*ГосНИИ НПО «Луч», Подольск, Россия*

[Lanin@inetcomm.ru](mailto:Lanin@inetcomm.ru)

Обсуждены закономерности изменения прочности, термопрочности оксидов, в том числе, лейкосапфира, карбидов, нитридов, композитов на их основе в широком температурном интервале вплоть до 2200 °С и возможности термомеханического и термического их упрочнения. Представлены зависимости прочности от структурного состояния материала и особенности разрушения на макро- и мезо- уровнях. Улучшение механических свойств керамических материалов с ограниченной пластичностью в широком температурном интервале должно проводиться с учетом эксплуатационных параметров их использования. В температурной области хрупкого разрушения, например, при работе инструментальных изделий, повышение прочности, в первую очередь, становится возможным за счет уменьшения дефектности и модификации напряженного состояния поверхности. Применительно к этой области температур рассмотрены приемы программированной термомеханической обработки, повышающие прочность за счет снижения опасности существующих дефектов, как концентраторов напряжений, вследствие локальной релаксации напряжений. Возникающие нестационарные термические напряжения в процессе обработки вычислены методом конечных элементов программой ANSYS с учетом анизотропии свойств и нелинейных условий теплообмена. Показана возможность упрочнения за счет изменения напряженного состояния поверхности изделия путем создания на поверхности изделий сжимающих напряжений, а также путем термического залечивания дефектов при температурах более  $0,6T_{пл}$ . В обоих случаях прочность и термопрочность может быть повышена в 2-2,5 раза. При эксплуатационных температурах и длительных нагружениях, когда доминирующим механизмом деформации становится зернограничное проскальзывание, эффективным способом повышения прочности становится термомеханическая обработка, приводящая к первичной рекристаллизации и уменьшению протяженности границ за счет увеличения размера зерен.

## УПРАВЛЕНИЕ ГРАДИЕНТНЫМИ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫМИ СОСТОЯНИЯМИ В АРМАТУРЕ ПРЕРВАННОЙ ЗАКАЛКОЙ

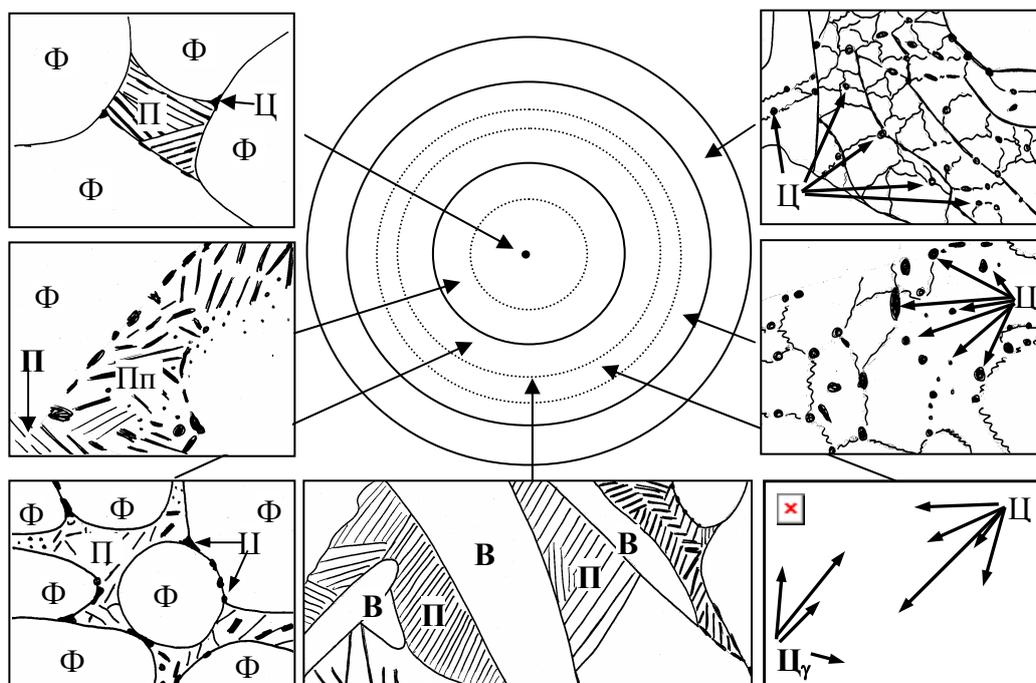
Юрьев А.Б.<sup>1</sup>, Иванов Ю.Ф.<sup>2</sup>, Коваленко В.В.<sup>1</sup>, Козлов Э.В.<sup>2</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>,  
Чинокалов В.Я.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Сибирский государственный индустриальный университет,  
Новокузнецк, Россия;*

<sup>2</sup> *Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия*  
[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

В настоящей работе выполнено детальное изучение формирования структурно-фазового состояния образцов арматуры из стали 18Г2С диаметром 40 мм в потоке стана 450. В результате анализа структуры стали методом тонких фольг на просвет было установлено, что центральная (приосевая) зона прутка ( $D_1=10$  мм) сформирована зернами феррита и перлита, размеры которых изменяются в довольно широких пределах: зерна феррита – от единиц до десятков микрометров, зерна перлита – от десятых долей до единиц микрометра. Как правило, мелкие зерна феррита располагаются вдоль границ крупных. Характерной особенностью второй зоны ( $10 < D_2 < 20$  мм) является формирование протяженных прослоек цементита вдоль границ ферритных зерен. Внутри пластин наблюдается ячеисто-сетчатая дислокационная субструктура, скалярная плотность дислокаций которой составляет  $\sim 2,5 \cdot 10^{10}$  см<sup>-2</sup>. Частиц карбидной фазы пластины не содержат.

Структура третьей зоны арматурного прутка ( $20 < D_3 < 36$  мм) сформирована исключительно зернами феррита. Зерна перлита не фиксируются. Внутри зерен феррита наблюдается разнообразная дислокационная субструктура, а именно, сетчатая, ячеистая и фрагментированная. Независимо от типа дислокационной субструктуры, внутри зерен феррита выделяются частицы цементита, располагающиеся на дислокациях, границах ячеек и фрагментов (рис.).



Схематическое изображение структуры различных слоев арматурного прутка стали 18Г2С  $\varnothing 40$  мм (Ф – зерна феррита; П – колонии пластинчатого перлита; Пп – «псевдоперлит»; В – видманштеттов феррит; Ц – частицы цементита, образовавшиеся по реакции  $\gamma \rightarrow \alpha + F_3C$ ; Ц<sub>γ</sub> – частицы цементита, образовавшиеся при распаде переохлажденного австениста по реакции  $\gamma \rightarrow \gamma + F_3C$ )

## ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ СТАЛЕЙ ПРИ ТОКОВЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Соснин О.В.

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

Методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии проанализирована природа структурно-фазовых превращений в сталях 08X18H10T и 45Г17ЮЗ и частичного восстановления их ресурса при электростимуляции.

Для стали 08X18H10T эффект улучшения свойств стали при электростимулировании во многом связан с природой зарождения и развития микро- и макротрещин. Пробег трещины за цикл испытаний в исходных образцах больше, чем в стимулированных. Электростимулирование не изменяет места зарождения трещин: как в исходном образце ими являются внутрифазные и межфазные границы раздела, но уменьшает их количество. Оно приводит к увеличению размеров и объемной доли частиц карбидных фаз и уменьшению объемной доли кристаллов  $\epsilon$ -мартенсита, что способствует повышению усталостной прочности материала.

Пластифицирующий эффект электростимулирования имеет многофакторный характер и заключается, во-первых, в протекании процессов измельчения крупных зерен и рассеяния их структурной текстуры, во-вторых, в изменении кинетики самоорганизации дислокационной субструктуры, в-третьих, в инициировании распада твердого раствора с выделением частиц карбида титана. Одновременно замедляется развитие  $\gamma$ - $\epsilon$  превращения. Итогом всей совокупности процессов является резкое уменьшение плотности возможных мест зарождения макротрещин в электростимулированной аустенитной стали и значительное затруднение их продвижения. Вся совокупность этих процессов сдвигает разрушение к более высокому числу циклов нагружения.

Для стали 45Г17ЮЗ на мезоуровне при электростимулировании релаксируют и залечиваются концентраторы напряжения (дислокационные скопления, стыковые дисклинации, уступы на границах зерен и т.п.). В результате этого среднее значение амплитуды кривизны-кручения убывает. Поэтому процессы зарождения и особенно развития трещин отодвигаются к более высокому значению числа циклов нагружения.

Последующее после токового воздействия усталостное нагружение приводит не к возникновению новых объемов, содержащих кристаллы мартенсита, а к срабатыванию в объемах стали, уже содержащих кристаллы мартенсита, смежных систем мартенситного  $\gamma$ - $\epsilon$  превращения. Такой процесс, несомненно, является релаксационным и уменьшает опасность зарождения разрушения. В дальнейшем макротрещины возникают по границам кристаллов  $\epsilon$ -мартенсита. Местом зарождения их служат пересечения разных кристаллографических систем деформационного превращения. Плотность кристаллов  $\epsilon$ -мартенсита в усталостно-разрушенном образце в несколько раз меньше, чем в материале с промежуточной электростимуляцией. Разрушение электростимулированной стали протекает в условиях увеличивающейся объемной доли сетчатой дислокационной субструктуры, что подтверждает решающую роль конкретного типа субструктуры в формировании условий разрушения пластичных материалов.

## ИЗМЕНЕНИЕ МАРТЕНСИТА ПРИ УСТАЛОСТИ С ТОКОВЫМ ИМПУЛЬСНОМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

Иванов Ю.Ф.<sup>1</sup>, Козлов Э.В.<sup>1</sup>, Целлермаер В.В.<sup>2</sup>, Грецкая И.А.<sup>2</sup>, Сучкова Е.Ю.<sup>2</sup>,  
Громов В.Е.<sup>2</sup>, Коновалов С.В.<sup>2</sup>

*1 – Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия,*

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

*2 – Сибирский государственный индустриальный университет,  
Новокузнецк, Россия,*

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

Вскрыты микромеханизмы электропластификации при усталостном мало- и многоцикловом нагружении аустенитных сталей рассмотренного класса. Проведенные металлографические и электронно-микроскопические исследования структуры стали, подвергнутой усталостным испытаниям показали, что пластифицирующий эффект электростимулирования имеет многофакторный характер и заключается, во-первых, в протекании процессов динамической рекристаллизации, во-вторых, в изменении кинетики самоорганизации дислокационной субструктуры, в-третьих, в инициировании распада твердого раствора с выделением частиц второй фазы, в-четвертых, в подавлении мартенситного  $\gamma \Rightarrow \epsilon$  деформационного превращения, в-пятых, в развитии вторичного скольжения при уменьшении амплитуды внутренних полей напряжений, в-шестых, в развитии дефектной структуры вследствие деформации превращения и возврата. Особое значение приобретает воздействие электростимуляции на локальные процессы в дислокационной субструктуре, приводящие к ускорению или торможению дислокаций. Вследствие этого электростимуляция тормозит эволюцию дислокационных субструктур и, в особенности, резко замедляет развитие дислокационных границ деформационного происхождения. Одновременно замедляется развитие  $\gamma \Rightarrow \epsilon$  превращения. Итогом всей совокупности процессов является резкое уменьшение плотности возможных мест зарождения микротрещин в электростимулированной аустенитной стали и значительная пластификация ее в условиях усталостного нагружения.

Усталостное нагружение не стимулированной стали приводит к мартенситному  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращению. Однако вплоть до разрушения в локальных участках материала наблюдается формирование лишь одного варианта кристаллов мартенсита. Нагружение стали после электростимуляции приводит не к возникновению новых объемов, содержащих кристаллы мартенсита, а к срабатыванию в объемах стали, уже содержащих кристаллы мартенсита, других систем мартенситного  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращения. Такой процесс, несомненно, является релаксационным и уменьшает опасность зарождения разрушения. В дальнейшем микротрещины возникают по границам кристаллов  $\epsilon$ -мартенсита. Местом зарождения их служат пересечения разных кристаллографических систем деформационного мартенситного превращения.

Электростимулирование уменьшает содержание  $\epsilon$ -фазы и, вследствие этого, повышает работу образования микротрещин, поскольку трещины имеют тенденцию располагаться на межфазных границах  $\gamma / \epsilon$ . Уменьшение вклада  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращения в деформацию компенсируется, наряду с дислокационным скольжением, и двойникованием. Действительно, после электростимулирования и последующего разрушения скалярная плотность дислокаций и плотность микродвойников наивысшая.

## ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ И КОМПЬЮТЕРНАЯ ПРОГРАММА CATRAN ДЛЯ ПРЕДСКАЗАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ ПО ПРОИЗВОЛЬНЫМ РЕЖИМАМ

Титовец Ю.Ф\*., Золоторевский Н.Ю.\*, Самойлов А.Н.\*\*., Хриберник Г.\*\*

\* СПбГПУ, Петербург, Россия,  
[titovets@phmf.spbstu.ru](mailto:titovets@phmf.spbstu.ru)

\*\* VOEST ALPINE, Линц, Австрия,  
[Andre.Samoilov@voestalpine.com](mailto:Andre.Samoilov@voestalpine.com)

Математическое моделирование активно используется для оптимизации и управления технологией производства, в частности в системах управления качеством горячекатаного листа. Задача при это состоит в оперативной (оптимально, в режиме «online») оценке механических свойств проката. Внедрение таких систем обеспечивает возможность корректировки параметров технологии контролируемой прокатки и существенного улучшения свойства продукции, как в пределах одной и той же плавки, так и в различных частях койла.

Существуют два типа моделей – эмпирические и физические. При построении первых используется в максимальной степени производственный опыт – базы данных о взаимосвязях параметров прокатки, с одной стороны, о структуре и (или) свойствах произведенного листа, с другой. Регрессионным методом определяются системы параметров, при оптимальном подборе которых удастся существенно продвинуться в решении поставленной задачи – спрогнозировать свойства сплава после небольшой вариации технологических параметров. Точность предсказаний возрастает по мере накопления экспериментальных баз данных. Подобные модели эффективно работают с определенным классом сталей, в узком диапазоне составов стали. Смена марки приводит к необходимости построения новой модели или, как минимум, её перекалибровки.

Физическая модель в идеальном её варианте должна быть лишена подобных недостатков - должна быть единой для широкого спектра сплавов, и описываться она должна не формально регрессионными уравнениями, а физическими моделями, аккумулирующими современное состояние науки о материалах. В настоящем сообщении представляется созданная версия подобной физической модели, реализованной в форме компьютерной программы CATRAN2002 (CALculation of TRANsformation). В основе её заложена идея о сплаве, как о термодинамической многокомпонентной системе, структура которой определяется законами термодинамики и кинетики сплавов. Модель включает численную реализацию имеющихся теорий ферритного, перлитного, бейнитного и мартенситного превращений. Важнейшим этапом подобной модели является расчет микроструктуры сплавов для заданного технологического режима охлаждения.

Приводятся примеры её применения для расчета структуры широкого класса сталей. В представляемом варианте будут приведены примеры использования программы для расчетов кинетических кривых превращения, предсказания ССТ (термокинетические) и ТТТ (изотермические) диаграмм, а также микроструктуры углеродистых и низколегированных сталей, содержащих Fe, C, Mn, Si, Cr, Ni и Nb. Модель калибровалась и тестировалась на базе собственных дилатометрических и микроструктурных данных.

# ОРИЕНТИРОВАННАЯ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ АМОРФНОЙ ПЛЁНКИ Cu/Pd(001) ПО ДАННЫМ КОМПЬЮТЕРНОГО ЭКСПЕРИМЕНТА

Дмитриев А.А., Евтеев А.В., Косилов А.Т.

*Государственный технический университет, Воронеж, Россия,  
[mfm@ns1.vstu.ac.ru](mailto:mfm@ns1.vstu.ac.ru)*

Представлены результаты молекулярно-динамического моделирования процессов кристаллизации аморфной пленки Cu на подложке Pd (001), изучения её структуры, ориентационных соотношений, дислокационных образований на границе раздела фаз и упругих искажений в объеме пленки.

Подложка моделировалась с помощью расчетной ячейки, состоящей из 8 атомных слоев, в каждом из которых находилось 900 атомов. В направлениях [110] и  $[1\bar{1}0]$  на систему накладывались периодические граничные условия. Три нижних слоя у дна расчетной ячейки статические, пять последующих - динамические. Для формирования аморфной пленки Cu на поверхности подложки случайным образом размещали 9500 атомов. Затем проводилась статическая релаксация (СР) системы. Взаимодействие между атомами описывали с использованием многочастичных потенциалов, рассчитанных в рамках метода погруженного атома для Cu [1] и для Pd [2]. Далее атомам Cu и атомам Pd (в динамических слоях) сообщались скорости в соответствии с распределением Максвелла при температуре 20 К и далее производился изохронный нагрев системы методом МД. Методика МД расчета состояла в численном интегрировании уравнений движения атомов с временным шагом  $\Delta t = 1.5 \times 10^{-15}$  с по алгоритму Верле [3]. Циклическая процедура нагрева сводилась к ступенчатому повышению температуры на  $\Delta T = 20$  К ( $T_i = i \times \Delta T$ , где  $T_i$  - температура "окружающей среды" на  $i$ -м цикле), поддержанию этой температуры в системе на протяжении  $1000 \times \Delta t$  и последующему отжигу в адиабатических условиях в течение  $19000 \times \Delta t$ . После каждого цикла систему методом СР переводили в состояние с  $T = 0$  К. Для статически релаксированных моделей рассчитывалась потенциальная энергия ( $U_0$ ) и произведение давления на объем ( $P_0 V_0$ ).

Временные зависимости  $T$ ,  $U$ ,  $PV$ , а также  $U_0$ ,  $P_0 V_0$  при  $T = 20$  К претерпевали характерный для фазового перехода первого рода скачок.

Положение пиков ФРРА свидетельствует о том, что закристаллизовавшаяся пленка Cu имеет тетрагональные искажения (средняя величина  $c/a \approx 0.89$ ) и параллельную ориентацию: (001), [110] Cu || (001), [110] Pd.

В плоскостях {111} обнаружены дефекты упаковки, каждый из которых ограничен двумя частичными дислокациями Шокли  $(a/6)\langle 112 \rangle$ .

Обнаружено слияние некоторых пар головных частичных дислокаций Шокли с образованием барьеров Ломера-Коттрелла с вершинными дислокациями  $\vec{b} = (a/3)\langle 110 \rangle$ . Частичные дислокации обеспечивают аккомодацию упругих напряжений на границе, вызванных размерным несоответствием параметров кристаллических решеток Cu и Pd (~7.1 %).

Повышение температуры сопровождается незначительным перераспределением дефектов упаковки в объеме пленки при сохранении средней плотности частичных дислокаций на межфазной границе. Дальнейший нагрев пленки приводит к ее плавлению при температуре 1300 К.

*Работа поддержана грантом INTAS 97 31879.*

1. А.А. Дмитриев, А.В. Евтеев, А.Т. Косилов // Вестник ВГТУ, серия «Материаловедение». 2001, Выпуск 1.9, с.27.
2. S.M. Foiles // Physical Review. 1985, V.32B, №6, p.3409.
3. L. Verlet // Physical Review. 1967, V.159, p.98.

## ИЗМЕНЕНИЕ СУБМИКРОСТРУКТУРЫ МЕДИ ПОСЛЕ ВИНТОВОЙ ГИДРОЭКСТРУЗИИ И ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ

Варюхин В.Н., Пашинская Е.Г., Сынков С.Г., Ткаченко В.М.

Донецкий физико-технический институт НАНУ, Донецк, Украина,  
[pashinska@mail.ru](mailto:pashinska@mail.ru)

В последнее время большое внимание уделяется вопросам получения и изучения материалов с особой субмикроструктурной (СМК) структурой, т.н. наноструктурным материалам. Метод винтовой гидроэкструзии (ВГЭ) позволяет достичь больших пластических деформаций на массивных образцах и сформировать характерную субмикроструктурную структуру, проявляющую свои особенности при последующей деформационной обработке. Для изучения перестройки структуры меди М1 после ВГЭ исследовались образцы в исходном состоянии после отжига ( $T=500^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau=4$  часа,  $\epsilon=0$ ) и после циклов деформации ( $\epsilon=2.7, 4.7, 6.7, 8.7, 12.7$ ). Затем образцы (после ВГЭ ( $\epsilon=2.7$ )) прокатывались, степень деформации при прокатке  $\epsilon=1,94$ . Контроль осуществлялся методами измерения твердости, плотности, дюриметрии. Исследование поверхности образцов деформированной меди проводилось методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на фольгах и углеродных репликах.

В результате проведенных исследований показано, что метод ВГЭ приводит к образованию мелкокристаллической фрагментированной структуры в меди. Полученные образцы отличаются высокой равномерностью деформации по сечению образца. Основные изменения структуры и свойств наблюдаются при  $\epsilon=2.7$ , дальнейшее нарастание степени деформации не приводит к заметным изменениям. Показано, что при нарастающей суммарной деформации свойства меди изменяются немонотонно, а образование субмикроструктуры проходит несколько стадий. После ВГЭ зерна имеют форму эллипсоидов, повернутых к оси деформации под углом  $\approx 45^{\circ}$ . Особенности сформированной субмикроструктуры (мелкое зерно, высокоугловые разориентировки) позволяют при последующей прокатке зернам повернуться под углом к оси прокатки.

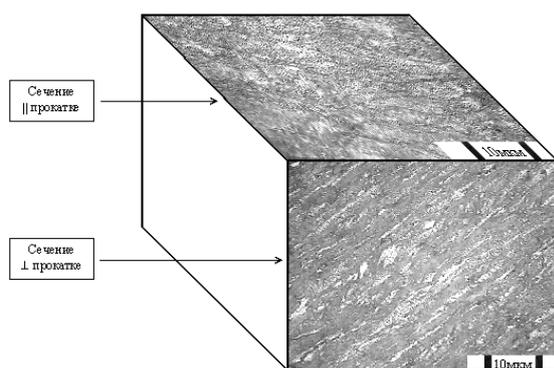


Рис. Микроструктура меди М1 после ВГЭ и прокатки в направлении перпендикулярном оси ВГЭ.

Анализ разных сечений показывает, что структура характеризуется высокой равномерностью по сечению. Поэтому с точки зрения получения материала с высокой однородностью свойств может быть рекомендована ВГЭ совмещенная с прокаткой. Особенности формирующейся структуры, а также одновременно высокий уровень прочностных и пластических свойств можно использовать для осуществления в дальнейшем различных технологических операций (прокатки, волочения и др.).

## **ДЕФОРМАЦИЯ И ВЯЗКОЕ ТЕЧЕНИЕ ПОЛИМЕРОВ ПРИ НАНО-ИМПРИНТИНГЕ**

Зайцев С.И., Свинцов А.А., Сироткин В.В., Чукалина М.В.

*ИПТМ РАН. Черноголовка*

Вдавливание жесткого штампа в мягкий материал (полимер) рассматривается сейчас в качестве одного из методов нанотехнологии, обещающего преодолеть трудности, ожидаемые фотолитографией на размерах структур меньше 100 нм. Этот метод получил название импринтинг. Предполагается при этом, что штампы должны превосходить размеры 10 см x 10 см.

Доклад посвящен теоретическому анализу процесса деформирования полимерного слоя в таких экстремальных условиях, когда большое количество материала должно быть перенесено на расстояние в 10 см через зазор суб-100 нм размера. Оценены силы деформирования и произведены детальные численные расчеты. Силы для обеспечения импринтинга оказываются слишком велики, поэтому предлагается несколько способов изменения условий для осуществления деформации.

До сих пор анализ деформации полимеров производился на основе уравнений Навье-Стокса. В докладе показано, что в суб-100нм области эти уравнения становятся неприменимы и представлены две попытки выйти за рамки ограничений этих уравнений. Так, показано, что конечный размер клубка полимерной цепи должен приводить к эффекту возникновения «недеформируемого монослоя клубков», что, несомненно, должно приниматься во внимание при осуществлении импринтинга и интерпретации результатов деформирования.

Микроскопическое рассмотрение вязкого течения (деформации) полимера привело к выводу, что существует критическая скорость деформирования, при которой известный механизм рептации сменяется другим механизмом, названным механизмом «расплетания». В докладе подробно представлена эта модель и описаны следствия, в частности указано, что при переходе через критическую скорость деформирования такой важный феноменологический коэффициент, как вязкость меняет зависимость от молекулярной длины по сравнению с классическим механизмом рептации.

В заключение рассмотрена ситуация, когда неоднородность деформации сравнима с размером полимерного клубка, и предложены новые уравнения для описания деформации и вязкого течения полимерной среды в этом случае. Приведенные оценки размера клубка для используемых на практике полимерных материалов свидетельствуют, что новые модели должны применяться уже при расстояниях порядка 100 нм, т.е. они актуальны для технологии импринтинга.

## **СОЗДАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР В РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ – ПУТЬ ПОВЫШЕНИЯ ЕЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ**

Грачев В.В., Козлов Э.В., Громов В.Е., Коваленко В.В., Петров В.И.

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

Градиентные структурно-фазовые состояния, возникающие в металлических материалах при упрочняющих поверхностных обработках и интенсивном контактном воздействии, представляют большой интерес. Одним из перспективных способов повыше-

ния эксплуатационной стойкости рельсовой стали является создание в ней градиентной структуры в процессе термоупрочнения методом прерванной закалки. Отмечается, что подобные структуры в рельсах могут возникать в процессе длительной эксплуатации.

С целью детального изучения градиентных структурно-фазовых состояний в рельсовой стали, были исследованы образцы стали М76 после дифференцированной закалки, которая реализовывалась в виде прерванной закалки в двух средах (водный раствор NaCl – масло). Металлографический анализ методами оптической и электронной микроскопии показал, что при дифференцированной закалке в головке темплета формируется поверхностный слой толщиной 1,0-2,0 мм с мелкодисперсной структурой, резко отличной от структуры основного металла. В пределах этого слоя наблюдаются немотонные зависимости ряда количественных параметров (размер зерна, дисперсность структуры перлита и др.) твердости и микротвердости от глубины. По сечению наблюдаются три характерные зоны: упрочненный приповерхностный слой; переходная зона; основной металл. Износостойкость стали после прерванной закалки ~в 3 раза выше, чем после объемной.

Исследованы также структура и механические свойства образцов рельсов Р65 из стали М76 производства КМК, изъятых из пути после эксплуатации в течение 9-15 лет, нагрузка на которые составила  $192,8 \div 304,1$  млн.т.

Выявлена неоднородность микроструктуры по сечению головки рельса, выражающаяся в закономерном изменении структурно-фазового состава и дисперсности зеренной структуры с глубиной. Металлографический анализ и измерения микротвердости свидетельствует о формировании в головке рельса, в процессе эксплуатации, приповерхностного слоя толщиной порядка 100 мкм с мелкодисперсной структурой и высокой твердостью, и переходного слоя между приповерхностным объемом и основным материалом. Показано, что градиентные структуры в рельсах после эксплуатации подобны структурам, получаемыми в рельсовой стали при дифференцированной закалке (формируется трехслойный «естественный композит» – с переходной зоной между приповерхностным слоем, и матрицей. Обобщенные результаты исследований позволяют сделать вывод, что наличие градиентных структур – «естественных» или «искусственных» – один из факторов, определяющих эксплуатационные свойства рельсовой стали.

## К ВОПРОСУ О БАЗЕ ДАННЫХ ПО СОПРОТИВЛЕНИЮ ПОЛЗУЧЕСТИ

Поспишил Б.<sup>(1)</sup>, Гецов Л.Б.<sup>(2)</sup>

*(1) Brno, Czech Republic*

*(2) СПбГПУ, Санкт-Петербург, Россия,*

[guetspv@online.ru](mailto:guetspv@online.ru)

В расчетах напряженно-деформированного состояния конструкций, работающих при повышенных температурах, в настоящее время обычно используются данные, представленные различными зависимостями. Во многих случаях используются данные по напряжениям при минимальной скорости ползучести. Такой способ описания ползучести в ряде случаев приводит к большим ошибкам, так как ползучесть на неустановившейся стадии вносит значительный вклад в процесс накопления деформаций. Определенные сложности возникают также при проведении расчетов в условиях температур, при которых испытания материала не проводились, и времен, не достигнутых в экспериментах. Настоящее сообщение посвящено решению этих задач с использованием изохронных кривых ползучести и нового метода их описания.

При разработке метода исходили не только из необходимости получения возможностей представления экспериментальных данных по ползучести в компактной форме в виде изохронных кривых ползучести, но и, главное, определения как интерполированных, так и экстраполированных значений деформаций (полных и ползучести) при произвольных напряжениях, временах и температурах. Метод должен позволить использовать полученные данные в расчетах вязкого деформирования по различным моделям ползучести.

Предварительный анализ результатов испытаний ряда сталей и сплавов привел авторов к принятию решения о необходимости разделения данных испытаний и прогнозируемых характеристик на относящиеся а) к двум диапазонам напряжений (ниже и выше пределов упругости-текучности) и б) к четырем диапазонам температур:

1 –  $T_0 - T_n$ , в котором полагается, что ползучесть отсутствует,

2 –  $T_n - T_k$ , в котором наблюдается низкотемпературная ползучесть при напряжениях выше предела текучности,

3 –  $T_n - T_{кр}$ , в котором реализуются процессы ползучести с упрочнением,

4 –  $T > T_{кр}$ , в котором превалируют диффузионные процессы ползучести и упрочнение отсутствует.

Были идентифицированы различные аппроксимационные зависимости. Реализация метода осуществлялась с использованием специальной программы Nonlinear Regression Analysis Program (N L R E G), разработанной Phillip H. Sherrod. Идентификация метода проводилась с использованием изохронных кривых ползучести сплава ЭИ826, полученных в испытаниях при шести температурах: 600, 700, 750, 800, 850 и 900 °С.

Определялось среднеквадратичное отклонение расчетных и экспериментальных значений напряжений, соответствующих различным деформациям. При использовании всего массива данных величина  $R^2$  равнялась 0.9372, СКО = 60.74 МПа (для данных при подходе 1) и 32.4265 МПа (для данных при подходе 2). При использовании только данных одного диапазона (700-900 °С) величина  $R^2$  повысилась до 0.9975, а СКО для данных при подходе 1 уменьшилось до 34.44 МПа.

Сравнение экстраполированных и интерполированных значений напряжений с экспериментом проводилось с экспериментальными изохронными кривыми при соответствующей температуре экстраполяции (интерполяции). Рассмотрение результатов расчетов, приведенных в таблице 1, показывает на удовлетворительную точность результатов интерполяции результатов для температур 800 и 850 °С и неудовлетворительные результаты для температур 700 и 750 °С. Что касается экстраполяции, то почти все результаты оказались неприемлемыми.

Для экстраполяции данных в другой диапазон температур, где имеются данные только при одной температуре, был опробован метод, заключающийся в следующем:

По данным при нескольких температурах одного диапазона температур рассчитываются изохронные кривые на границе диапазонов. Далее по данным при одной температуре другого диапазона, для которой имеются экспериментальные данные, вместе с расчетными данными на границе, скорректированные введением весов, рассчитываются параметры регрессии и определяется СКО.

Таким образом, разработан численный метод описания и прогнозирования характеристик ползучести материалов при произвольно выбранных температурных условиях нагружения, основанный на представлении данных в виде изохронных кривых ползучести. Метод пригоден для условий ползучести, когда не реализуется механизм повреждений, вызывающий образование третьей стадии ползучести. Метод позволяет рассчитывать характеристики ползучести с точностью не ниже 95 %. Метод пригоден для определения деформаций и скоростей ползучести при использовании в расчетах по разным моделям ползучести.

## СВЯЗНОЕ УРАВНЕНИЕ ТЕПЛОПРОВОДНОСТИ ДЛЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Мовчан А.А.,<sup>2</sup> Ньюнт Со,<sup>2</sup> Казарина С.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Институт прикладной механики РАН, Москва, Россия*

<sup>2</sup>*Московский авиационный институт, Москва, Россия*  
[igor\\_movchan@hotmail.com](mailto:igor_movchan@hotmail.com)

Известно, что термоупругие фазовые превращения в сплавах с памятью формы сопровождаются выделением и поглощением латентного тепла. Не существует, однако, единого мнения о том, сопровождаются или нет эти превращения диссипацией. В ряде работ процессы термоупругих фазовых превращений считаются обратимыми. В других исследованиях диссипация учитывается, однако либо ее величина считается пренебрежимо малой, либо скорость диссипации считается фиксированной, не зависящей ни от действующих напряжений, ни от фазовых деформаций. Однако ряд экспериментальных фактов (нестабильность петель упруго – пластического гистерезиса многих СПФ при их циклическом нагружении, несимметрия в процессах нагрева и охлаждения, низкий КПД мартенситных двигателей и т.д.) свидетельствуют о том, что процессы термоупругих фазовых превращений в СПФ являются необратимыми; они сопровождаются существенной диссипацией, скорость которой не является постоянной величиной, а зависит от действующих напряжений и фазовых деформаций.

В работе рассмотрены варианты описания характерных для СПФ термомеханических явлений методами рациональной термодинамики. Рассмотрены различные выражения для потенциала Гиббса и скорости диссипации. С помощью диссипативного неравенства получены определяющие соотношения для упругих температурных и фазовых деформаций, энтропии и параметра фазового состава. С использованием первого начала термодинамики и полученных определяющих соотношений выведено связанное уравнение теплопроводности, учитывающее не только выделение и поглощение латентного тепла, но и диссипацию, связанную с фазовым формоизменением. Обнаружено, что в рамках рассматриваемых моделей существуют однозначные зависимости между формой кривых дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и формой диаграмм термоупругого мартенситного превращения при нулевых напряжениях. Кривая ДСК будет непрерывной лишь в том случае, когда для всех точек интервалов фазового превращения, включая концы этих интервалов, непрерывна производная от параметра фазового состава по температуре. Линейной зависимости параметра фазового состава от температуры соответствует постоянная скорость выделения (поглощения) тепла при термоупругом мартенситном превращении, кривая ДСК в виде полуволны синусоиды соответствует тригонометрической форме диаграммы фазового перехода, предложенной в работах Liang C., Rogers C.A. Предложена новая, кусочно – квадратичная форма диаграммы фазового превращения, соответствующая кусочно – линейной аппроксимации кривых ДСК.

Получены решения ряда дважды связанных задач о прямом превращении под действием постоянных напряжений при различных температурных граничных и начальных условиях. Установлено существенное влияние диссипации на эти процессы.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 02–01–01075 и Министерства образования РФ грант № E02–4.0–174.*

## **ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ И МОДЕЛИРОВАНИЕ ИПД ОБЪЕМНЫХ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Александров И.В.

*Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия,  
[iva@mail.rb.ru](mailto:iva@mail.rb.ru)*

В докладе представлены результаты последних экспериментальных исследований и компьютерного моделирования металлов, подвергнутых интенсивной пластической деформации (ИПД). Рассматриваются различные структурные уровни. Обсуждаются вопросы, связанные с влиянием параметров кручения под высоким давлением и равноканального углового прессования на эволюцию структуры и развитие наноструктурных состояний при ИПД. Анализируются особенности развития наноструктур и необычные свойства объемных наноструктурных металлов, полученных методом ИПД.

### **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ХЛАДОСТОЙКОСТЬ И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СВАРНЫХ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ**

Кондрашова В.П., Платонов С.Ю., Тетюева Т.В., Выбойщик М.А., Уварова З.Н.

*ОАО «ВНИИТнефть», Самара, Россия,  
Тольяттинский Государственный университет, Тольятти, Россия.*

Возросшая агрессивность нефтепромысловых сред требует использования труб новых коррозионностойких марок сталей. Сварные нефтегазопроводные трубы имеют очевидное преимущество перед бесшовными, которое связано с повышенной чистотой внутренней и наружной поверхностей, определяющее повышенную коррозионную стойкость металла. Однако сварное соединение значительно отличается от основного металла по структуре и интенсивности коррозионного разрушения.

Без специального микролегирования этих сталей невозможно получить необходимую хладостойкость и коррозионную стойкость при повышенных прочностных характеристиках. Поэтому для решения задачи повышения коррозионной стойкости металла сварных труб на первом этапе работы были исследованы варианты химического состава металла листа, в которых варьировались содержания С, Mn и V.

Коррозионные испытания на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН), методы А и Д, показали преимущество металла вариантов, с пониженным содержанием марганца. Максимальное значение порогового напряжения  $\sigma_{th}$ , (метод А) в этих случаях составило 75% от фактического предела текучести материала, и 60% - для металла с повышенным содержанием марганца. При этом степень потери пластичности последнего достигла 81,6%. В тоже время, для вариантов с пониженным содержанием марганца указанный параметр не превышает 7,5%. Аналогичные результаты показали испытания на СКРН по методу Д.

Металл с ограниченным содержанием Mn и легированный до 0,1% V характеризуется более высокой стойкостью к коррозионному разрушению в коррозионноактивных H<sub>2</sub>S-содержащих средах по сравнению с металлом, отличающимся повышенной концентрацией Mn (1,6%) и отсутствием V.

На втором этапе работы исследовалось влияние объемной термической обработки сварных труб после нормализация при 920<sup>0</sup>С и высокотемпературного отпуска при

700<sup>0</sup>С. При этом оказалось, что наиболее уравновешенной структурой обладает металл труб после высокотемпературного отпуска при 700<sup>0</sup>С, что подтвердили измерения микротвердости по сечению сварных соединений. Испытания на ударную вязкость при отрицательных температурах образцов, вырезанных поперек сварного шва, показали, что ударная вязкость после нормализации и отпуска в 2-3 раза превышает значения исходного варианта.

Преимущество варианта с высокотемпературным отпуском подтвердили коррозионные испытания на водородное растрескивание (ВР) и СКРН.

Таким образом: 1) металл труб с пониженным содержанием марганца и легированный V обладает повышенной коррозионной стойкостью; 2) термическая обработка сварного шва приводит к изменению его структуры, причем у нормализованных образцов структура приобретает наибольшую полосчатость; 3) термическая обработка сварного шва приводит к выравниванию механических свойств по ширине сварного шва и основного металла; 4) высокотемпературный отпуск создает наиболее благоприятную структуру переходных зон сварного шва; 5) наибольшая коррозионную стойкость сварных швов в сероводородсодержащей среде получается при использовании в качестве термической обработки высокотемпературного отпуска.

1. Рыхлевская М.С. Влияние химического состава и структуры низколегированных трубных сталей на закономерности сульфидной коррозии. / Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. 1998г.
2. Медведев А.П. Влияние термической обработки и химического состава низколегированных сталей на коррозионную стойкость и хладостойкость металла трубопроводов, эксплуатируемых в условиях Самотлорского месторождения. / Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. 1998г.

## **ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА И СПОСОБА ПРОИЗВОДСТВА БЕСШОВНЫХ НЕФТЕГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ НА ИХ ХЛАДОСТОЙКОСТЬ И КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ В H<sub>2</sub>S-СОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ**

Иоффе А.В., Снегирева Т.В., Наздрачев В.А.

*ОАО «ВНИИТнефть», Самара, Россия*

Эксплуатация нефтепромысловых труб в коррозионноактивных высокоминерализованных средах, содержащих углекислый газ и сероводород природного и бактериального происхождения, характеризуется наводороживанием металла, его охрупчиванием и разрушением. С учетом возрастающего коррозионного фона нефтяных месторождений России и увеличивающегося вследствие этого количества аварий, необходимо наращивать объемы производства труб из относительно дешевых и недефицитных материалов, имеющих повышенную стойкость к общей, язвенной коррозии, а так же к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН), являющегося одним из основных механизмов разрушения нефтепромысловых труб в H<sub>2</sub>S-содержащих средах.

Одним из путей повышения качества и коррозионной стойкости металла труб является внепечная обработка с использованием микролегирования, модифицирования и т.д. Для реализации поставленной в работе задачи были выбраны низколегированные

углеродистые стали, содержащие различные виды неметаллических включений. Были исследованы стали, содержащие удлиненные сульфиды (Fe,Mn)S различной длины, стали модифицированные, содержащие оксисульфиды округлой формы и сталь, микролегированная ванадием, содержащая карбонитриды V(C,N). Химический состав всех выбранных сталей обеспечил возможность изучения влияния состава и геометрии неметаллических включений на хладостойкость и коррозионную стойкость в модельной H<sub>2</sub>S-содержащей среде.

Физические процессы, происходящие в реальных материалах на стадии зарождения дефектов, на стадии их накопления и слияния, будут зависеть от размера и формы неметаллических включений, характера их распределения по объему и их химического состава.

Для исследования были выбраны стали, используемые в нефтедобывающей промышленности:

- сталь, выполненная на основе стали 20, содержащая удлиненные сульфиды;
- сталь, выполненная на основе стали 20, микролегированная 0.045 масс. % V, содержащая помимо удлиненных сульфидов карбонитриды V(C,N);
- сталь, выполненная на основе стали 20, модифицированная и микролегированная 0.045 масс. % V, содержащая глобулярные оксисульфиды сложного химического состава.

Анализ результатов исследования процесса разрушения стали 20 в модельной H<sub>2</sub>S-содержащей среде, показал, что на первой стадии происходит зарождение микротрещин и охрупченных областей вблизи удлиненных сульфидов, на второй - их накопление, на третьей - слияние, ведущее к образованию макротрещин.

Микролегирование стали ванадием позволяет получить в металле субмикродисперсные карбонитриды. Равномерно распределенные по объему карбонитриды V(C,N), как и сульфиды, служат ловушками водорода. Благодаря их мелкодисперсности, многочисленности и равномерности распределения по объему, такие ловушки могут снижать диффузионную подвижность водорода и препятствовать накоплению его предельной концентрации вблизи более опасных водородных ловушек, таких как сульфиды. Микролегирование ванадием позволяет дополнительно повысить стойкость стали, содержащей удлиненные сульфиды, к растрескиванию под воздействием наводороживания.

Модифицирование стали, позволяет изменить форму неметаллических включений: они приобретают округлую форму сложного химического состава. Глобулизация неметаллических включений и уменьшение их размеров замедляет процесс зарождения и развития водородных микротрещин.

## **ВЫБОР РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НЕФТЕПРОМЫСЛОВЫХ ТРУБ**

Платонов С.Ю., Выбойщик Л.М.

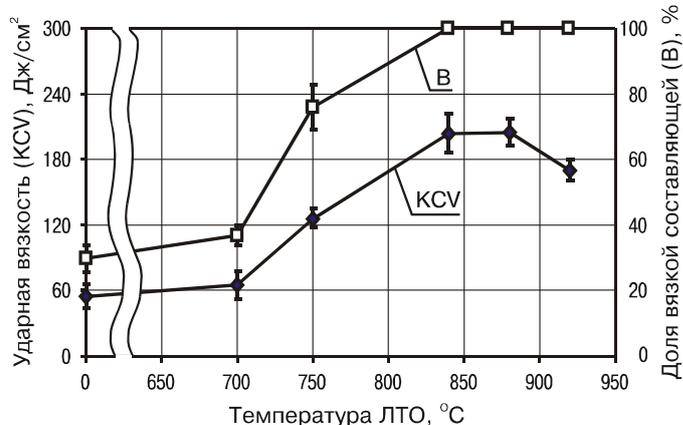
*ОАО «ВНИИТнефть», Самара, Россия,  
Тольяттинский Государственный университет, Тольятти, Россия.*

Для формирования оптимального соотношения структуры и свойств металла электросварных труб (сваренных методом ТВЧ) первоочередной задачей является оптимизирование режимов термической обработки для устранения структурной неоднородности по сечению сварного соединения, возникающей непосредственно после свар-

ки. Исходный лист для сварки из стали 09ФСБ был изготовлен методом контролируемой прокатки. В металле была ограничена концентрация марганца, применено легирование кремнием и микролегирование Nb и V. Сварное соединение было подвергнуто локальной термической обработке (ЛТО) токами высокой частоты по следующим режимам: 1) непосредственно после сварки (без термической обработки); 2) ЛТО 700<sup>0</sup>С; 3) ЛТО 750<sup>0</sup>С; 4) ЛТО 840<sup>0</sup>С; 5) ЛТО 880<sup>0</sup>С; 6) ЛТО 920<sup>0</sup>С.

Из вариантов ЛТО следует отметить те, в которых в большей или меньшей степени сохраняется наследуемая из исходного состояния (без термической обработки) игольчатость – это варианты 700<sup>0</sup>С, 750<sup>0</sup>С. Варианты ЛТО 840<sup>0</sup>С, 880<sup>0</sup>С и 920<sup>0</sup>С не имеют остаточного мартенсита в зоне термического влияния и отличаются, в основном, размером феррито-перлитных зерен, которые при ЛТО 880<sup>0</sup>С имеют практически одинаковый размер по всем зонам термического влияния. Особенностью ЛТО 920<sup>0</sup>С являются цементитные выделения по границам ферритных зерен.

Анализ распределения микротвердости показал, что при температурах ЛТО 840...880<sup>0</sup>С различия в микротвердости основного металла и металла сварного соединения практически исчезают.



Зависимость ударной вязкости продольных образцов (при температуре испытаний –60<sup>0</sup>С) и доли вязкой составляющей в изломах от температуры ЛТО приведены на рисунке. Вариант ЛТО с температурой 700<sup>0</sup>С отличается небольшим ростом ударной вязкости, поскольку не позволяет получить полного распада мартенсито-бейнитных структур. Повышение температур до 750<sup>0</sup>С приводит к росту ударной вязкости. Дальнейшее повышение температур

ЛТО от 840 до 880<sup>0</sup>С приводит к заметному увеличению ударной вязкости и доли вязкой составляющей. Причиной падения значений ударной вязкости при температуре ЛТО 920<sup>0</sup>С является выделение цементита по границам ферритных зерен.

Испытания продольных образцов сварного соединения на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН) показали, что пороговое напряжение  $\sigma_{th}$  для всех вариантов температурных режимов составляет 75% от предела текучести. Тем не менее, фрактографический анализ изломов наводороженных образцов и количественная оценка степени потери пластичности позволила выявить оптимальные температуры ЛТО (840-880<sup>0</sup>С) после которых, пластические свойства металла шва практически не меняются.

Таким образом, на основании проведенных механических и коррозионных испытаний можно заключить, что локальная термическая обработка сварного соединения прямошовных труб из вновь разработанной стали марки 09ФСБ, в диапазоне температур 840-880<sup>0</sup>С, позволяет устранить негативные мартенситно-бейнитные структуры, образующиеся в околосшовной зоне сварного соединения, и приблизить коррозионную стойкость и хладостойкость сварного соединения к аналогичным свойствам основного металла.

# КЛАССИФИКАЦИЯ ОСНОВНЫХ ВИДОВ КОРРОЗИОННЫХ ПОРАЖЕНИЙ НЕФТЕГАЗОПРОВОДНЫХ ТРУБ В ПРОМЫСЛОВЫХ СРЕДАХ И МЕТОДЫ ЛАБОРАТОРНОЙ ОЦЕНКИ СРАВНИТЕЛЬНОЙ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ МЕТАЛЛА ТРУБ

Иоффе А.В., Рыхлевская М.С., Стогова С.В., Тетюева Т.В.

*ОАО "ВНИИТнефть", Самара, Россия*

Задача разработки технологии и производства нефтегазопроводных труб повышенной эксплуатационной надежности в коррозионноактивных высокоминерализованных нефтепромысловых средах, содержащих  $\text{CO}_2$  и  $\text{H}_2\text{S}$  природного или бактериального происхождения, требует оперативного решения. Это вызвано ростом агрессивности промысловых сред, увеличением бактериальной зараженности сульфатредуцирующими бактериями. Необходимо отметить, что состав сред нестабилен и меняется во времени. Это затрудняет точное определение химического состава среды.

Установлено, что основная доля аварий (более 90%), происходящих на трубопроводах, связана с коррозией. Существует два основных агента, инициирующих коррозию - сероводород и углекислый газ. При этом важное влияние оказывает ионный состав транспортируемого продукта. Изучены следующие виды коррозии: углекислотная, сульфидная, бактериальная, кислородная.

Коррозия протекает либо с потерей массы металла (общая, язвенная, канавочная), либо коррозия под напряжением, вызванная концентрацией напряжений или атомарным водородом, охрупчивающим металл трубы.

Механизм и скорость углекислотной коррозии зависит от содержания  $\text{CO}_2$ , ионов кальция и сероводорода. В зависимости от условий эксплуатации на поверхности труб наблюдается два типа локальных коррозионных повреждений:

- обычная язвенная коррозия;
- мейза-коррозия;
- канавочная коррозия.

Наиболее опасным видом коррозионного поражения металла труб является канавочная коррозия и последующее хрупкое разрушение по утоненной части трубы вдоль ее образующей.

Результатом взаимодействия с сероводородсодержащей средой и образования сульфидов железа является атомарный водород, который проникает через слои продуктов коррозии в металл трубы. При этом идет процесс охрупчивания металла, образования микротрещин на неметаллических включениях. Через микротрещины проникает флюид и инициирует локальную коррозию. В результате электрохимической коррозии между металлической поверхностью и поверхностью, покрытой продуктами коррозии, образуется канавка. Утонение трубы по нижней образующей сопровождается пластической деформацией металла, что интенсифицирует наводороживание металла канавки. На сульфидах образуются трещины водородного растрескивания, которые приводят к развитию процесса сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением (СКРН). Образование трещин СКРН приводит к хрупкому разрушению трубы по нижней образующей на значительное расстояние с большими скоростями.

## РАЗРАБОТКА ТРЕБОВАНИЙ К МЕТАЛЛУ ОБСАДНЫХ ТРУБ ПОВЫШЕННОЙ ЭКСПЛУАТАЦИОННОЙ НАДЕЖНОСТИ В H<sub>2</sub>S-СОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ

Выбойщик М.А., Суворов П. В., Тетюева Т. В.

*Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия,  
ОАО "ВНИИТнефть", Самара, Россия*

Проблема преждевременного разрушения обсадных труб существует с момента образования нефтедобывающей отрасли. Хотя в настоящее время отечественным производителям и удалось добиться некоторого повышения эксплуатационной надежности обсадных труб, проблема по-прежнему остается актуальной.

Актуальность данной проблемы связана, прежде всего, с тем, что при разработке и изготовлении обсадных труб внимание уделяется только прочностным характеристикам металла труб. Однако в реальных условиях эксплуатации обсадные трубы подвергаются воздействию сероводорода, содержащегося в промысловых средах.

Для оценки коррозионной стойкости труб, изготовленных по существующим технологиям, был произведен анализ металла обсадных труб из стали 25ХМФБ марок С-95, Р-110 по стандарту API – 5СТ со следующим химическим составом: 0,28% С, 0,53% Мп, 0,19% Si, 0,95% Cr, 0,11% Ni, 0,29% Мо, 0,006% V, 0,02% Nb, 0,002% S, 0,007% P. Металл труб содержит довольно высокое количество водорода, порядка 3,0 ppm.

Для проверки характера поведения исследуемых обсадных труб в H<sub>2</sub>S-содержащих средах были проведены следующие испытания: 1) на определение порогового напряжения ( $\sigma_{th}$ ) по стандарту NACE TM0177-96 (метод А); 2) определение коэффициента интенсивности напряжений в вершине коррозионной трещины ( $K_{Issc}$ ) по стандарту NACE TM0177-96 (метод Д).

Коррозионные испытания показали низкую стойкость металла труб к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН). Так, для труб группы прочности С-95 пороговое напряжение ( $\sigma_{th}$ ) составило 60% от  $\sigma_{0,2}$ , а для группы прочности Р-110 – менее 40% от  $\sigma_{0,2}$ . Пороговый коэффициент интенсивности напряжений в вершине коррозионной трещины ( $K_{Issc}$ ), определенный на ДКБ-образцах для труб прочности С-95 и Р-110 составил 18,2 и 10,9 МПа·м<sup>1/2</sup> соответственно. Кроме того, в образцах после испытаний были выявлены множественные трещины водородного растрескивания (ВР), которые объединяясь образуют трещины СКРН. Трещины распространяются преимущественно по границам бывших аустенитных зерен и по неметаллическим включениям – карбонитридам титана и ниобия.

Из результатов проведенных лабораторных испытаний видно, что металл обсадных труб из стали 25ХМФБ обладает довольно невысокой стойкостью к СКРН.

Для производства обсадных труб повышенной эксплуатационной надежности в H<sub>2</sub>S-содержащих средах были предложены стали **26ХМА** (0,24-0,28% С, 0,17-0,37% Si, 0,020-0,050% Al, 0,40-0,60% Cr, 0,20-0,30% Мо, 0,04-0,06% V, 0,015- 0,040% Nb, 0,60-0,80% Мп, н.б. 0,20% Ni, н.б. 0,20% Cu, н.б. 0,010% S, н.б. 0,015% P) и **26ХМФ** (0,24-0,28% С, 0,17-0,37% Si, 0,02-0,04% Al, 0,90-1,20% Cr, 0,25-0,75% Мо, 0,06-0,106% V, 0,015- 0,040% Nb, 0,45-0,65% Мп, 0,20-0,50% Ni, н.б. 0,30% Cu, н.б. 0,010% S, н.б. 0,015% P).

Кроме того, необходимы следующие шаги по улучшению качества металла:

- Вакуумирование для снижения содержания водорода в металле до 0,5 – 1,0 ppm;
- Доработка технологии введения ниобия для его выделения, не в процессе кристаллизации, а при прокатке в виде мелкодисперсных выделений, которые не только упрочняют металл, но и служат ловушками для атомарного водорода.

- После отработки технологии введения ниобия можно было бы поднять температуру отпуска при тех же прочностных характеристиках что позволило бы инициировать процесс рекристаллизации закаленной структуры и понизить склонность к образованию водородных трещин по границам бывших аустенитных зерен.
- Снизить уровень макроликвации, которая ускоряет процесс зарождения и развития трещин СКРН и ВР.
- Размер действительного зерна металла труб и муфт должен быть не крупнее 9 балла. Загрязненность стали неметаллическими включениями в среднем по каждому включению не должна превышать 2,5 балла, по максимальному баллу - 3,5. По прочностным свойствам металл труб и муфт должен соответствовать требованиям ГОСТ 632-80 для групп прочности Е и Л.

Пороговое напряжение СКРН ( $\sigma_{th}$ ) должно быть не менее 80% от минимально гарантируемого предела текучести материала. Величина критического коэффициента интенсивности напряжений в вершине коррозионной трещины ( $K_{Issc}$ ) должна быть не менее  $35\text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ . Скорость общей коррозии металла труб в модельных средах не должна превышать 0,5 мм/год.

## **РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПРОИЗВОДСТВА БУРИЛЬНЫХ ЗАМКОВ ПОВЫШЕННОЙ ХЛАДОСТОЙКОСТИ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ В H<sub>2</sub>S-СОДЕРЖАЩИХ СРЕДАХ**

Володин А.В., Гейхман Т. Д., Суворов П. В., Тетюева Т. В.

*ОАО "ВНИИТнефть", Самара, Россия*

Повышение эксплуатационной надежности бурильных труб является актуальной задачей. Трубы эксплуатируются в крайне жестких условиях. Трубы и замки подвержены воздействию коррозионно-агрессивных бурильных растворов и циклических нагрузок. Частым видом выхода из строя бурильных труб с приварными замками в данных условиях является разрушение замков.

Результаты проведенных исследований аварийных замков свидетельствуют о том, что основной причиной их разрушения являются дефекты металлургического происхождения, неустраняемые термической обработкой. Металл часто загрязнен неметаллическими включениями (силикатами, оксидами, сульфидами) в виде плен и дендритов. При нагреве заготовок под штамповку, легкоплавкие пленки размещаются по границам аустенитных зерен, что в процессе штамповки приводит к образованию систем трещин и снижению качества металла замка.

Таким образом, повышение надежности бурильных замков может быть достигнуто за счет уменьшения степени негативного влияния неметаллических включений и металлургических дефектов. Эта цель может быть достигнута за счет ограничения содержания неметаллических включений и степени ликвационной неоднородности, а также за счет повышения трещиностойкости и ударной вязкости металла замков. Повышение трещиностойкости металла может быть достигнуто подбором марки стали и термической обработки, измельчающей зерно. Вязкий металл, имеющий мелкозернистую структуру с карбидами округлой формы, будет не только сопротивляться развитию трещин, зарождающихся вблизи неметаллических включений. Металл с подобной структурой будет иметь и высокую коррозионную стойкость.

Для изготовления замков была выбрана марка стали 40ХМФА со следующим химическим составом: 0,39-0,43% С, 0,17-0,37% Si, 0,50-0,75% Mn, 0,50-0,75% Cr, 0,25-0,35% Mo, 0,09-0,13% V, 0,02-0,04% Al, н.б. 0,3% Cu, н.б. 0,3% Ni, н.б. 0,006% S, н.б. 0,015% P. После соответствующей термической обработки, сталь с подобным химиче-

ским составом должна обеспечить высокую вязкость и коррозионную стойкость при необходимом уровне прочностных свойств. Легирование стали хромом обеспечивает формирование в процессе эксплуатации на поверхности замков плотных хромосодержащих продуктов коррозии, что препятствует контакту металла с коррозионной средой и дополнительно повышает коррозионную стойкость стали.

Для получения замков, имеющих повышенную эксплуатационную надежность, был введен контроль качества как металла слитка, так и трубы-заготовки. Труба-заготовка поставляется после умягчающей термической обработки, позволяющей провести последующую механическую обработку труб. После окончательной обработки заготовки на заводе-изготовителе проводится термическая обработка замков. В качестве термической обработки были использованы циклические закалки с последующим высокотемпературным отпуском. Подобная схема термической обработки обеспечивает требуемый комплекс свойств.

Уровень требуемых механических свойств и ударной вязкости деталей замков приведен в **Таблице**. Размер бывшего аустенитного зерна после термической обработки не должен превышать 8-го балла. Металл замка должен выдерживать испытание на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию (СКРН) по стандарту NACE TM0177, метод А при нагрузке 60% от предела текучести, а величина порогового коэффициента интенсивности напряжений ( $K_{Issc}$ ) не менее  $48,3 \text{ кгс/мм}^{3/2}$  ( $15 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ ). Данное требование позволяет не только оценить склонность стали к растрескиванию в сероводородсодержащей среде, но и дополнительно ужесточить контроль стали по чистоте от неметаллических включений и металлургических дефектов, которые обычно являются очагами водородных трещин. Скорость общей коррозии металла образцов-свидетелей в модельных  $\text{H}_2\text{S}$ - и  $\text{CO}_2$ -содержащих средах не должна превышать 0,5 мм/год.

**Таблица**

На одноосное растяжение				Ударная вязкость KCV при температуре °С. Дж/см <sup>2</sup> (кгс·м/см <sup>2</sup> ) / доля вязкой составляющей в изломе В, %		Твердость, НВ
Временное сопротивление $\sigma_B$ , Н/мм <sup>2</sup> (кгс/мм <sup>2</sup> )	Предел текучести $\sigma_T$ , Н/мм <sup>2</sup> (кгс/мм <sup>2</sup> )	Относительное удлинение $\delta_5$ , %	Относительное сужение $\psi$ , %	+20 °С	-40 °С	
Требования к металлу деталей замка						
Не менее 981 (100)	832 (85) – 1029 (105)	Не менее 14	Не менее 50	Не менее 98 (10) / 50	Не менее 39 (4)	300-355
Результаты лабораторных испытаний деталей замка						
1002 (102,2)	926	19	62	157 (16) / 100	14 (7,5) / 50	319

В соответствии с вышеприведенными требованиями, была изготовлена опытная партия замков. Результаты оценки механических свойств и ударной вязкости замков приведены в **Таблице**. Видно, что при высокой прочности, металл характеризуется высокой ударной вязкостью даже при низких температурах. Микроструктура замков после циклических закалок с высокотемпературным отпуском представлена сорбитом отпуска. Бывшее аустенитное зерно мелкое, карбиды имеют округлую форму и равномерно рассредоточены по объему зерен. Скорость общей коррозии данной стали в модельных  $\text{H}_2\text{S}$ - и  $\text{CO}_2$ -содержащих средах не превышает 0,5 мм/год.

Таким образом, разработанный комплекс требований к химическому составу, механическим, коррозионным свойствам, к макро- и микроструктуре трубы-заготовки, а также примененная схема термической обработки, позволили получить качественные замки для бурильных труб, характеризующиеся высокой вязкостью и коррозионной стойкостью в сочетании с требуемым уровнем прочности.

## ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЕВО-КРЕМНИЕВЫХ СПЛАВОВ НА РОСТ ОКСИДНОГО СЛОЯ ПРИ МИКРОДУГОВОМ ОКСИДИРОВАНИИ

Криштал М.М., Полунин В.И., Павлихин С.Е.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», Тольятти, РФ,  
[Krishtal@dd.vaz.tlt.ru](mailto:Krishtal@dd.vaz.tlt.ru)*

Традиционно считается, что на Al-Si сплавах не удается устойчиво получать достаточно качественное покрытие при микродуговом оксидировании (МДО). Обычно принимают, что увеличение содержания кремния отрицательно сказывается на качестве оксидного слоя.

В настоящей работе путем проведения комплексных исследований на различных Al-Si сплавах доэвтектического (АК6М2, АК9, В124), эвтектического (АК12ММгН) и заэвтектического (АК18, АК21) составов показано, что оксидируемость Al-Si сплавов зависит не столько от количества кремния, сколько от формы и размера его включений и характера их распределения, то есть от структурного фактора. Влиять на кремниевую фазу в структуре Al-Si сплавов можно различными методами. Самым доступным из них является термическая обработка, включающая высокотемпературный гомогенизирующий отжиг перед закалкой. Путем проведения предшествующего микродуговому оксидированию направленного изменения исходной структуры для всех исследованных сплавов (при содержании Si от 6 до 21%) достигнуто стойкое повышение качества покрытия после МДО, которое удастся однозначно связать с развитием процессов коалесценции и сфероидизации частиц кремния при предварительной термической обработке.

В основе полученных результатов – обнаруженное в работе явление торможения частицами кремния роста оксидного слоя при МДО. Наблюдаемый в результате этого неравномерный по толщине рост покрытия вызывает появление его разнотолщинности (вплоть до прерывистости покрытия в местах выхода достаточно грубых частиц кремния на поверхность), а также формирование волнообразной границы между покрытием и металлом основы.

Механизм этого явления и возможности управления качеством покрытия через изменение исходной структуры Al-Si сплавов обусловлен различной электропроводимостью алюминиевой матрицы и кремниевой фазы. Процесс МДО развивается в результате хаотического появления на поверхности оксидируемого материала электрических микродуг, которые первоначально возникают между электролитом и токопроводящими участками оксидируемого материала. Дуговой разряд приводит к локальному расплавлению металла и его интенсивному окислению. В итоге формируется участок токонепроводящего оксидного слоя, что вызывает прерывание электрической микродуги. Следующая дуга возникает на другом токопроводящем участке или, при дальнейшем росте оксидного слоя, в месте его наименьшего электросопротивления путем электрического пробоя. Очевидно, что электрические микродуги гасятся не только на заоксидированных участках, но и на частицах кремния. В то же время, коалесценция и сфероидизация кремния увеличивает расстояние между его частицами. Это приводит к снижению общего электросопротивления материала за счет роста в плоском сечении площади токопроводящих участков и к возрастанию для границы «покрытие – 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 покрытия, формируемого при МДО, его толщина, однородность, эффективная величина твердости и износостойкость.

## **СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕДИ ПОСЛЕ РКУП ПРЕССОВАНИЯ.**

Решетникова Е.В., Павленко В.Д., \*Рааб Г.И., Красильников Н.А.

*Ульяновский Государственный Университет, Ульяновск, Россия*  
*\*Институт Физики Перспективных Материалов УГАТУ, Уфа, Россия*

Данная работа посвящена исследованию структуры и деформационного поведения чистой меди, подвергнутой равноканальному угловому прессованию (РКУП). Рассмотрены особенности структуры и механические свойства меди, полученной при различных условиях равноканального углового прессования с использованием противодействия и без него. Исследования показали, что применение противодействия способствует росту общего уровня прилагаемых удельных давлений и повышает пластичность материала за счет более благоприятной схемы напряженно-деформированного состояния, близкой к условиям равномерного всестороннего сжатия. Можно отметить, что создание противодействия является эффективным приемом для получения заготовок с однородной ультрамелкозернистой структурой с размером зерен 0,15-0,3 мкм. При этом достигается увеличение прочностных характеристик в 3-4 раза по сравнению с крупнокристаллическим состоянием меди. Применение противодействия способствует повышению пластических характеристик относительно образцов, полученных при том же количестве проходов РКУП, но без противодействия.

Особое внимание уделено изучению влияния УМЗ структуры на получение комбинации высокой прочности и пластичности материала. Обнаружено, что механические свойства и деформационное поведение УМЗ меди контролируются плотностью дефектов в границах зерен. Использование кратковременных отжигов УМЗ меди позволило получить при комнатной температуре пластичность при растяжении 65% и сохранить высокие прочностные характеристики, которые в 2 раза выше, чем для крупнокристаллического состояния.

## **ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ НА ПРОЧНОСТНЫЕ И ПЛАСТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НИКЕЛЯ, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

Кулясова Е.Г., Павленко В.Д., Красильников Н.А..

*Ульяновский Государственный Университет, Ульяновск, Россия*

В работе исследуются пути повышения механических характеристик никеля после интенсивной пластической деформацией (ИПД), а также структура и деформационное поведение ультрамелкозернистого (УМЗ) материала.

ИПД способствует эффективному измельчению структуры материала до размеров структурных составляющих в сотни и даже десятки нанометров и ведет к повышению прочностных характеристик. Однако при этом УМЗ материал обладает ограниченной пластичностью. Использование различных отжигов никеля после ИПД позволяет повысить пластичность без значительной потери прочности. Так формирование однородной УМЗ структуры в никеле после равноканального углового прессования (РКУП) и прокатки и отжиг при 200С в течении 1 часа приводят к высокой прочности с величиной

условного предела прочности 900 МПа и пластичности около 12%. В тоже время никель после РКУП и коротковременного отжига при 300С в течении 180 сек. обладает структурой с бимодальным распределением зерен по размерам и обладает пластичностью более 60% и условным пределом прочности около 500 МПа, что почти в 2 раза выше чем  $\sigma_B$  исходного крупнокристаллического никеля.

Структурные исследования УМЗ никеля после ИПД и отжигов свидетельствуют об изменении механизма деформации при растяжении и активации зернограницного проскальзывания при комнатной температуре. Обсуждаются деформационное поведение и особенности механизма деформации ультрамелкозернистого никеля.

Полученный никель с комбинацией высокой прочности и пластичности обладает хорошим потенциалом практического применения, в частности, для микросистем.

## **ВОЗМОЖНОСТЬ ПОВЫШЕНИЯ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ И УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ ТРУБ ЗА СЧЕТ СОЗДАНИЯ СЖИМАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ**

Сокол А.Н., Николаев Е.А., Выбойщик М.А., Волков А.И.,

*ОАО «Оренбургнефть», ТНК, Оренбург, Россия*  
*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,*  
[merson@infopak.ru](mailto:merson@infopak.ru)

Существующая технология производства приводит к возникновению на поверхности труб остаточных растягивающих напряжений, что снижает работоспособность по силовым нагрузкам и коррозионную стойкость труб. Остаточные напряжения возникают, как при деформации и охлаждении в процессе формообразования, так и при последующей термообработке, калибровке, рихтовке и обработке резанием. В существующей технической документации на производство труб распределение продольных и тангенциальных напряжений не оговаривается, что вносит дополнительную неопределенность при прогнозировании поведения труб в реальных условиях.

Растягивающие остаточные напряжения на поверхности, суммируясь с напряжениями от внешних нагрузок, ускоряют коррозионные процессы и вызывают коробление и разрушение труб. Скорость разрушения при этом меняется в разы и десятки раз. Получить необходимое распределение остаточных напряжений по сечению труб можно путем выбора соответствующих способов и условий нагрева и охлаждения, выдержки при повышенных температурах и создания остаточных деформаций в микрообластях.

Нами разработана и изготовлена специальная установка для создания оптимального распределения остаточных напряжений по сечению трубы, отвечающее условиям ее эксплуатации. Предусмотрены три варианта нагрева: печной, индукционный и прямым пропусканием тока. Охлаждение производится одновременно или после нагрева одной из поверхностей или обеих поверхностей в воде или на воздухе. Во всех вариантах температура нагрева не превышает температуру предшествующего отпуска, что обеспечивает сохранение основных механических свойств.

Проведенные эксперименты показали, что предлагаемая обработка позволяет изменить знак остаточных напряжений и получить на глубине 0,2-0,5 мм сжимающие напряжения 150-500 МПа.

# УНИВЕРСАЛЬНЫЙ ВИБРОСТЕНД ДЛЯ МОДЕЛЬНОГО ИССЛЕДОВАНИЯ ВИБРАЦИИ ТРУБОПРОВОДОВ СИЛОВЫХ УСТАНОВОК И ВОЗМОЖНОСТЕЙ ЕЕ СНИЖЕНИЯ

Васильев А.В.

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

Для гашения колебаний давления в трубопроводах силовых установок могут быть использованы как пассивные буферные емкости, так и гасители, работа которых основана на явлении интерференции волн, а также активные гасители, где интерференционная картина создается при помощи дополнительного источника звука, излучающего волны необходимой амплитуды и фазы. В условиях производства чаще всего используются дополнительные крепления вибрирующих участков, так как это наиболее простой и дешевый путь, не требующий долгосрочной остановки агрегата. Однако нерациональное применение такого метода может привести к разрушению опор и нарушению жестких связей, на которые передаются усилия, возникающие в местах крепления, поскольку опоры и крепления устанавливаются без тщательного анализа характера вибрации. Характер вибрации обуславливается взаимодействием источника возмущения с механической системой.

Трубопроводную систему можно рассматривать как упругую конструкцию из элементов различной жесткости: прямых участков труб, поворотов, арматуры, небольших технологических аппаратов и средств крепления трубопроводов. Такая система может быть представлена самостоятельными динамически изолированными друг от друга участками, так как в ней всегда имеются элементы (опоры аппаратов, компрессоры), жесткость которых бесконечно велика. Характер колебаний трубопроводов этих участков различен: прямолинейные трубопроводы под действием возмущающих сил совершают изгибные колебания, в то время как плоские и пространственные – изгибные, крутильные и продольные колебания.

Для модельного изучения низкочастотной вибрации трубопроводов автором разработана универсальная установка (вибростенд), которая под действием возмущающей силы позволяет осуществлять исследования влияния источников вибрации различных типов на уровень вибрации, а также оценить эффективность различных методов по снижению вибрации. Вибростенд изготовлен на фундаменте, на котором с помощью закладных анкерных болтов крепится несущая рама, выполняющая функцию горизонтальных направляющих, что позволяет менять количество опор и расстояние между ними. Вибростенд включает прямолинейный участок трубопровода, средняя длина которого составляет 3 м. Труба крепится на опорах системой хомутов с резьбовыми соединениями, позволяющими изменять усилие затяжки. В нижней части опоры приварен фланец, крепящийся к раме болтовыми соединениями. Разворачивая фланец на раме, можно установить на вибростенде участок трубопровода с различным радиусом кривизны. Для создания различных типов возмущающих усилий используется вибратор.

Обладая сравнительной простотой конструкции, дешевизной, удобством изменения параметров системы, установка, тем не менее, позволяет с высокой степенью точности моделировать низкочастотные вибрации трубопроводов и оценивать эффективность различных мероприятий по снижению вибрации.

## АНАЛИЗ ВИБРОНАГРУЖЕННОСТИ ТРУБОПРОВОДОВ НАГНЕТАТЕЛЬНЫХ УСТАНОВОК И ОСОБЕННОСТЕЙ ИХ РАЗРУШЕНИЯ

Васильев А.В.

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

Анализ разрушений трубопроводов нагнетательных установок показывает, что они, как правило, происходят вследствие усталости материала труб, поэтому за критерий безопасной работы трубопровода следует принять величину допустимого напряжения в наиболее опасном его сечении. Разрушения трубопроводов под действием вибрации, как показывает опыт эксплуатации, происходят в основном под воздействием продольных напряжений (разрыв по поперечному сечению). Допустимая амплитуда виброперемещения определяется следующим выражением:

$$A = \frac{k}{n^2} \sigma_a \frac{l^2}{r}, \text{ мм} \quad (1)$$

где  $k$  - коэффициент, зависящий от условия закрепления концов трубопровода;  
 $n$  - форма колебаний;  
 $\sigma_a$  - допустимая амплитуда продольного напряжения;  
 $l$  - длина пролета;  
 $r$  - средний радиус трубопровода.

При постоянных напряжениях допустимая амплитуда вибрации увеличивается прямо пропорционально отношению  $\frac{l^2}{r}$ . Значения коэффициента  $k$  зависят от типа и конструкции опор. Нормирование удобно производить по известным зависимостям допустимых амплитуд вибрации трубопроводов с учетом категории трубопровода и материала изготовления.

При выборе точек измерения вибрации трубопроводов следует обращать внимание прежде всего на места присоединения фланцев опор к трубе, ибо усталостный разрыв трубопроводов происходит, как правило, в самой трубе на участке присоединения фланца. Кроме того, необходимо учитывать, что вибрации трубопроводов передаются через опоры на фундамент, а также на присоединенные агрегаты (холодильник, влагомаслоотделитель), поэтому при измерениях следует охватывать и вышеперечисленные объекты.

Автором был проведен цикл исследований вибронагруженности различных типов компрессоров и присоединенных трубопроводных систем в реальных производственных условиях:

- двухступенчатый двухпоршневой вертикальный компрессор сухого хода ФЭБ Машиненфабрик унд Айзенгиссерай, Вурцен, ГДР, и его конструктивные элементы в цехе N 35 ЗАО "Куйбышевазот";

- винтовой компрессор №43 энергетического производства ОАО «АвтоВАЗ» и др.

Обсуждаются результаты измерений. Даются рекомендации по степени опасности воздействия вибрации и возникновения виброразрушений.

## СОЗДАНИЕ СЖИМАЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ ТРУБ

Выбойщик М.А., Волков А.И., Сокол А.Н., Николаев Е.А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия,  
ЗАО «Нефтегаз-сервис», Тольятти, Россия  
[merson@infopak.ru](mailto:merson@infopak.ru)

Скорость коррозии нефтегазовых труб определяется многими факторами, в том числе распределением внутренних напряжений, которые зависят от величины и знака остаточных напряжений и напряжений от внешних нагрузок.

Известно, что растягивающие напряжения ускоряют, а снимающие напряжения значительно замедляют скорость коррозии в разы и в десятки раз по сравнению со скоростью электрохимической коррозии.

В работе теоретически рассмотрен и экспериментально подтвержден способ создания в поверхностных слоях стенки трубы остаточных сжимающих термических напряжений, которые возникают в стенке трубы при дополнительной термической обработке, заключающейся в нагреве трубы до температур ниже  $A_{c1}$  с последующим ускоренным охлаждением внутренней и наружной поверхности стенки трубы.

Изменение распределения остаточных напряжений по стенке трубы при применении дополнительной термической обработки приведено на рис. 1.

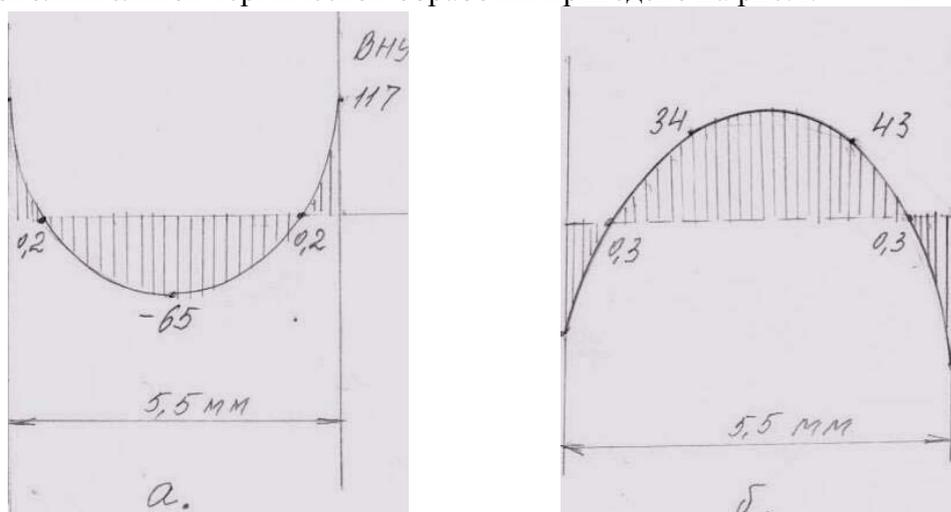


Рис. 1. Изменение распределения остаточных напряжений по сечению НКТ труб  $\varnothing 73 \times 55$  мм.

а- состояние поставки; б- после дополнительной термической обработки

В работе показано, что нагрев трубы и последующее ускоренное охлаждение одной из поверхностей стенки трубы приводит к созданию на этой поверхности остаточных термических напряжений сжатия, а на противоположной стенке трубы – напряжений растяжения.

При одновременном ускоренном охлаждении внутренней и наружной стенок трубы в поверхностных слоях стенки трубы возникают термические напряжения сжатия, а во внутреннем слое стенки трубы – напряжения растяжения.

Изменяя параметры нагрева, выдержки, скорости и способа охлаждения трубы можно регулировать величину и знак остаточных термических напряжений по сечению стенки трубы.

## РЕНТГЕНОВСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА, ПОЛУЧЕННОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Кильмаметов А.Р., Александров И.В., Валиев Р.З.

*Институт физики перспективных материалов,  
Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия*

Различные методы рентгеноструктурного анализа были использованы для исследования особенностей микроструктуры технически чистого Ti, полученного ИПД, а именно, НРТ под высоким квазигидростатическим давлением. Проанализированы зависимости размеров кристаллитов, упругих микроискажений кристаллической решётки, плотности дислокаций от приложенного давления и степени деформации. Исследовано формирование основных текстурных ориентировок при сдвиге в ГПУ решётке титана.

Изучены температурные зависимости параметра решётки и коэффициента линейного расширения в интервале от 80 К до 295 К. Определены характеристическая температура Дебая, фактор Дебая-Уоллера, величины статических и динамических атомных смещений в наноструктурном CP Ti в рамках квазигармонического приближения Эйнштейна-Дебая.

Определены условия фазового перехода  $\alpha \rightarrow \omega$  в CP Ti под воздействием приложенных давлений (~5-7 ГПа), а также исследованы структурные характеристики указанных фаз и последующая термическая стабильность получаемой  $\omega$ -фазы высокого давления.

## ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НА ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Рубаник В.В.<sup>1,2</sup>, Клубович В.В.<sup>1</sup>, Рубаник В.В.(мл.)<sup>1,2</sup>

1 - *Институт технической акустики НАН Б, Витебск, Беларусь,*  
[ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)

2 - *Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь,*  
[rubanik@mail.vstu.unibel.by](mailto:rubanik@mail.vstu.unibel.by)

Одним из эффективных способов и мощным источником воздействия на структуру и свойства металлов и сплавов являются ультразвуковые колебания. В настоящее время практически не изучена возможность как непосредственно инициирования, так и стимулирования эффектов памяти формы за счет воздействия на материал колебаний ультразвуковой частоты. Вследствие этого представляет интерес проведение работ по ультразвуковому инициированию эффектов мартенситной неупругости в сплавах, претерпевающих обратимые термоупругие мартенситные превращения.

В данной работе исследовано поведение никелида титана при воздействии знакопеременных механических напряжений амплитудой до 20 МПа ультразвуковой частоты во время реализации эффектов пластичности превращения и памяти формы. Эксперименты проводили на автоматизированной установке, позволяющей измерять время, удлинение и температуру при различных статических нагрузках. Образцы TiNi диаметром 0.50 мм и длиной 180 мм после отжига при 773 К в течении часа имели температуры превращения:  $M_n=303$  К,  $M_k=294$  К,  $A_n=323$  К и  $A_k=349$  К.

Установлено, что во время протекания эффекта пластичности превращения ультразвуковые колебания препятствуют его реализации, что проявляется в возврате накопленной деформации. Величина возврата составляет до 50 % от достигнутой в процессе пластичности превращения и зависит от мощности вводимого ультразвука. Макси-

мальная абсолютная величина восстановления формы при ультразвуковом воздействии наблюдается при температуре окончания прямого фазового превращения.

Также установлено, что воздействие ультразвука на этапе нагрева образца после реализации пластичности превращения вызывает ускорение инициирования эффекта памяти формы. Возбуждение в образцах, испытавших пластическую деформацию до 6 % ультразвуковых колебаний с амплитудой, превышающей пороговую, вызывает 100 % формовосстановление.

Предварительные исследования показывают, что возврат деформации под действием ультразвуковых колебаний наблюдается в никелиде титана и при реализации эффекта обратимой памяти формы.

Полученные результаты связываются как с диссипацией энергии ультразвуковых колебаний в материале, так и возрастанием тепловой энергии колебаний атомов.

*Работа выполнена при поддержке БРФФИ (гранты № T00-328 и № T03-123).*

## **СВОЙСТВА ДИСПЕРСНО - УПРОЧНЕННОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ МЕДИ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ**

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

*ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, С.-Петербург, Россия*

*\*НИИ математики и механики СПбГУ, С.-Петербург, Россия*

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

Сплавы на основе меди с эффектом памяти формы обладают комплексом разнообразных функциональных и механических свойств. Поэтому особенно актуальными становятся исследования, направленные на дальнейшее повышение свойств этих сплавов. Одним из перспективных способов улучшения механических и функциональных свойств является введение в сплавы дисперсно - упрочняющих частиц.

В данной работе подобное исследование проводилось на моно- и поликристаллах сплава Cu - Al - Mn - Hf. Дисперсное упрочнение в этих сплавах достигалось за счет внутреннего окисления и образования HfO<sub>2</sub> по разработанному температурно- временному режиму. Исследования, проведенные методом малоуглового рентгеновского рассеяния показали, что в результате окисления в сплаве образовались частицы HfO<sub>2</sub> размером 50 - 100 нм.

Были изучены функционально - механические свойства и эффект памяти формы монокристаллов сплавов с дисперсным упрочнением (Cu - Al - Mn - HfO<sub>2</sub>) и без него (Cu - Al - Mn - Hf).

Установлено, что максимальная величина обратимой деформации в сплаве без дисперсного упрочнения (Cu - Al - Mn - Hf) достигает 4%, напротив, у дисперсноупрочненной композиции максимальная обратимая деформация увеличивается до 6% (сплав Cu - Al - Mn - HfO<sub>2</sub>). Кроме того, после специальных режимов внутреннего окисления характеристические температуры сплава заметно повышаются. Введение частиц HfO<sub>2</sub> в матрицу сплава приводит также к увеличению предела текучести, что улучшает свойства обратимости макродеформации и может обеспечить более высокий уровень реактивного напряжения.

Полученные в работе данные могут быть использованы для управления функциональными свойствами, а также для повышения предела текучести и характеристических температур превращений в композициях на медной основе.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 03 - 03 - 32606).*

## ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ СИЛОВЫХ ЭПФ-ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ПРОТИВОДЕЙСТВИИ НЕПОСТОЯННЫХ УСИЛИЙ

Вьюненко Ю.Н., Затульский Г.З.\*, Вьюненко Д.Ю., Носковец А.А.\*\*

*СПбГУ, Санкт-Петербург, Россия*

*\* НТУ Украины «КПИ», Киев, Украина,*

*\*\* Россия, Санкт-Петербург, Балтийский Технический Университет*

[vyunenko@yandex.ru](mailto:vyunenko@yandex.ru)

Исследовали работу силовых элементов в условиях существования переменных по величине сил, противодействующих деформационным процессам ЭПФ. Их источниками служили упругие пружины, силовое воздействие которых на ЭПФ-элементы возрастало по мере сжатия.

Испытывали силовые спиральные элементы из сплава CuZn18Al7 [1] и конструкции из композиции TiNi приблизительно эквиатомного состава [2]. Полученные результаты показали, что геометрические характеристики силовых элементов после термоциклирования сильно зависят от степени силового взаимодействия с пружинами во время эффекта памяти формы.

Спиральные образцы из сплава на основе меди могли выдержать относительно высокие нагрузки в первом термоцикле, но во время повторного нагрева происходило разрушение, когда силовое взаимодействие с пружиной было значительно меньше максимального уровня, зафиксированного ранее.

Силовая конструкция массой 90г из никелида титана развивала усилия до 300Н и более, однако при таких нагрузках в интервале температур обратного превращения происходило искажение первоначальной формы.

Математическое моделирование взаимодействия силовых элементов с упругими пружинами показало, что смещение  $\Delta l$  положения их контакта в результате ЭПФ, зависит от уровня силового взаимодействия  $F$  в низкотемпературном состоянии:

$$\Delta l = \sqrt{\left(\frac{F}{k}\right)^2 + \frac{2A}{k}} - \frac{F}{k}$$

где  $k$  – жесткость пружины,  $A$  – энергия силового элемента, способная быть преобразованной в работу, аккумулированная упругой пружиной. Полученная формула показывает, что для отладки работы механизмов, действующих на эффекте памяти формы, возможно использовать упругие регуляторы перемещения.

1. Ю.Н. Вьюненко, Г.З. Затульский, Л.Ф. Вьюненко. Работоспособность спиральных образцов из сплава CuZnAl. // Физика процессов деформации и разрушение и прогнозирование механического поведения материалов. Сб. докл. / XXXVI Международного семинара «Актуальные проблемы прочности». Витебск. 2000. Часть II с 665-668.
2. Ю.Н. Вьюненко. Некоторые особенности в работе элементов с ЭПФ. // Структура и свойства перспективных металлов и сплавов. Труды LX Международного семинара «Актуальные проблемы прочности». Великий Новгород. 2002. с 48-49.

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВА $Fe_{79}B_{21}$ ПРИ БЫСТРОМ ОХЛАЖДЕНИИ ОТ РАЗЛИЧНЫХ ТЕМПЕРАТУР

Тронин К.Г.<sup>1</sup>, Ладьянов В.И.<sup>2</sup>

*Удмуртский госуниверситет, Ижевск, Россия,*

[las@pti.udm.ru](mailto:las@pti.udm.ru)

*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия,*

[las@pti.udm.ru](mailto:las@pti.udm.ru)

Сплав  $Fe_{79}B_{21}$  является одним из модельных железо-бор содержащих аморфообразующих сплавов. Изучение процессов структурообразования в этом сплаве при быстром охлаждении, а также закалке из расплава от разных температур позволяет определить температурный интервал предварительного нагрева расплава для получения быстрозакаленных лент с нужными свойствами.

Для сплавов железо-бор большинство подобных работ ограничиваются температурой 1500 °С. В настоящей работе диапазон температур перегрева ( $T_{зак}$ ) расширен до 1590 °С. Из слитка состава  $Fe_{79}B_{21}$  были приготовлены образцы двух типов: 1) кристаллические, полученные путем охлаждения расплава на медной подложке; 2) аморфнокристаллические, полученные методом спиннингования расплава. В обоих случаях использовался тигель из  $Al_2O_3$ . На образцах 1 были проведены металлографические исследования, на образцах 2 – рентгеноструктурный анализ (РСА), дифференциальный термический анализ (ДТА), а также измерены микротвердость и политермы электросопротивления в режиме непрерывного нагрева. Для исходного слитка была построена зависимость переохлаждения, определяемого как разность температур плавления и кристаллизации, от температуры перегрева ( $T_{распл}$ ) расплава в тигле  $Al_2O_3$  при скорости охлаждения 40 град/мин в среде очищенного гелия.

В результате проведенной работы установлено, что переохлаждение резко изменяется при  $T_{распл}$  1400, 1510 и 1570 °С. При  $T_{распл} = 1510$  °С было зарегистрировано максимальное переохлаждение 240-250 °С, при остальных температурах перегрева переохлаждение находится в интервале 50-150 °С. Для кристаллического образца первого типа, полученного при температуре 1530 °С получено максимальное значение микротвердости 1676 HV, для образцов, полученных при 1320 и 1650 °С микротвердость равна, соответственно, 1295 и 1452 HV. По данным металлографии сделан вывод о возможности образования фазы FeB в образце, полученном при 1530 °С. Зависимость микротвердости свободной и контактной сторон аморфнокристаллических лент от температуры закалки имеет максимум при 1400 °С и минимум при 1540 °С. При температуре 1540 °С по данным РСА в лентах образуется максимальное количество аморфной фазы. Рассчитанный по политермам электросопротивления образцов 2 температурный коэффициент резко уменьшается при  $T_{зак}=1510$  °С. При  $T_{зак}=1570$  °С также резко уменьшается величина эффекта при кристаллизации лент.

Полученные результаты указывают на изменение типа ближнего порядка расплава связанного с изменением степени ковалентности связей между атомами Fe и B при нагреве до разных температур.

# АВТОМАТИЗИРОВАННЫЙ КОМПЛЕКС ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПРИ СЛОЖНЫХ ТРАЕКТОРИЯХ НАГРУЖЕНИЯ

Малинин В.Г., Малинина Н.А., Полетов Г.И.

*Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого  
Великий Новгород, Россия,  
[malinin@novsu.ac.ru](mailto:malinin@novsu.ac.ru)*

В настоящем докладе излагаются результаты, полученные в Новгородском государственном университете им. Ярослава Мудрого по созданию автоматизированной информационной системы механических испытаний (АИСМИ), ориентированной на объекты с нетривиальными свойствами в условиях сложного термомеханического воздействия, в том числе и на материалы с ЭПФ и конструкции на их основе.

Автоматизированная информационная система (АИСМИ) состоит из трех основных модулей: экспериментального комплекса СНТ-ЭВМ; инструментальной интегрированной компьютерной среды структурно – аналитической теории (iXSAT) и информационной системы (ИС).

Экспериментальный комплекс СНТ-ЭВМ, позволяет в автоматическом режиме по введенной в программируемый микроконтроллер МКП-1 программе реализовывать с задаваемой скоростью режимы нагружения тонкостенной цилиндрической оболочки при воздействии на образец осевой силой (гидроцилиндр растяжения-сжатия), крутящего момента (гидроцилиндр кручения с реверсом знака нагрузки) и внутренним давлением (мультипликатор давления). Блок автоматической регулировки температуры позволяет задавать различные режимы температурного воздействия, обеспечивая в каждый момент времени в процессе нагружения однородное, по рабочей части, распределение температуры с точностью  $\pm 1$  градус. Для достижения равномерного распределения температуры используются три автономных источника нагрева, сведенные в автоматизированную систему регулирования. Измерение силовых факторов и деформаций обеспечивается соответствующими высокоточными датчиками перемещений и деформаций (линейной, угловой, окружной) и датчиками силовых воздействий (растяжения – сжатия, кручения и внутреннего давления) сконструированных на основе использования электромагнитных преобразователей – многооборотные прецизионные потенциометры двигателя генератора ДГ-0,5ТА, бесконтактный сельсин типа СБ-321ВП кл.3, манометрические трубки кл.4 и др. Погрешность не превышает, при измерении напряжений – 1%, деформаций –  $5 \cdot 10^{-5}$ %. Параметры номинальных силовых факторов СНТ-ЭВМ составляют: осевая сила  $P=30$  Кн; крутящий момент  $M_{кр}= 0,25$  Кн м; внутреннее давление  $q=250$  МПа. Геометрические размеры рабочей части испытываемого образца имеют значения: базовая длина  $l_0=70$  мм; внешний диаметр  $D=16$  мм; внутренний  $d=14$  мм. Экспериментальный комплекс СНТ-ЭВМ позволяет реализовывать многозвенные и криволинейные, плоские и пространственные траектории нагружения (мягкий режим). Исходными данными для работы ЭВМ и МКП-1 являются: признак вида эксперимента - управление по нагрузкам; количество участков траектории и скорость нагружения.

В качестве ЭВМ используется компьютер Pentium, который позволяет не только управлять комплексом СНТ-ЭВМ, но и осуществлять моделирование процессов деформации и проводить экспериментальные исследования на основе инструментальной интегрированной среды IXSAT, а также организовывать продуктивную работу информационной системы.

# РЕЛАКСАЦИОННАЯ СТОЙКОСТЬ КРИСТАЛЛИЗУЕМЫХ В ВАКУУМЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ, УПРОЧНЕННЫХ НАНОДИСПЕРСНЫМИ ЧАСТИЦАМИ

Ильинский А.И., Лябук С.И., Зубков А.И.

*Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,  
Харьков, Украина,  
[ukrenergo@kharkov.ukrtel.net](mailto:ukrenergo@kharkov.ukrtel.net)*

Новые материалы в виде пленок и покрытий, получаемые на основе PVD-технологии, обладают высокими функциональными свойствами и представляют значительный интерес для приборостроения, электроники и точного машиностроения. Особенно перспективны субмикрокристаллические композиты с наночастицами упрочняющей тугоплавкой фазы, сочетающие уникальные механические и физические свойства [1-3]. Практическое использование подобных неравновесных объектов сталкивается с проблемой их размерной нестабильности из развития релаксационных процессов.

Отсюда целью работы явилось изучение влияния дисперсных частиц Мо на релаксационную стойкость пленок Cu-Mo, полученных PVD-методом. Образцы толщиной  $25\pm 5$  мкм содержали около 1% (объемн.) молибдена. Растяжение и релаксацию напряжений проводили на универсальной жесткой шине TIRAtest-2300, структуру изучали на ПЭМ-100Л. Кривые релаксации напряжений регистрировали после остановки активного растяжения на уровне предела текучести. Дисперсность частиц Мо варьировали путем обжига при  $900^\circ\text{C}$  от 10 нм до 35 нм. Средний размер зерен при этом сохранялся на уровне 1 мкм.

В соответствии с представлениями о дисперсном упрочнении, значения предела текучести композитов плавно снижаются от 0,60 до 0,22 ГПа. Релаксационная стойкость изменяется немонотонно – после значительного роста следует скачкообразное уменьшение до практически исходного уровня. Обнаруженный необычный эффект трактуется как результат конкурирующего влияния зернограницных и межфазных источников дислокаций.

1. Ильинский А.И. Структура и прочность слоистых и дисперсноупрочненных пленок. М.: Металлургия, 1986, 142 с.
2. Ильинский А.И., Терлецкий А.С., Зозуля Э.В. О структуре и прочности быстрозакаленных композитов // ФММ, 1998, т. 86, вып. 6. с. 121-124.
3. Pinsky A.I., Zubkov A.I., Subbotin A.V. Structure of supersaturated copper alloys with high-melting metals // Functional Materials, 1999, № 5, p. 877-879.

# ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКА ИЗМЕРЕНИЯ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ КОЛИЧЕСТВЕННОЙ ОЦЕНКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ КОРРОЗИИ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ ОБОЛОЧЕЧНЫХ ТРУБ ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ АТОМНОГО РЕАКТОРА

Никулин С.А., Ханжин В.Г., Рожнов А.Б., Перепелкина О.Г.

*Московский Государственный Институт Стали и Сплавов  
(Технологический университет), Москва, Россия,  
[nikulin@misis.ru](mailto:nikulin@misis.ru)*

Сопротивление коррозии под напряжением (КРН) - важнейшая характеристика сплавов циркония для оболочек тепловыделяющих элементов атомного реактора. Контроль технологий производства оболочечных труб, разработка новых материалов требуют ускоренной оценки сопротивления коррозионному разрушению. Для оперативного контроля КРН разработана методика локальных коррозионных испытаний на малогабаритных трубчатых образцах (длина 20мм, диаметр 8-16 мм) в среде – «1%йода в метаноле». Мониторинг КРН в зоне контакта (диаметром 5 мм) образца с герметичной ванной с раствором проводится в реальном времени по измерениям акустической эмиссии (АЭ) от развивающихся очагов коррозии. Нагружающее устройство создает растягивающие напряжения в месте коррозии. Локализация зоны коррозии повышает воспроизводимость результатов, а измерение АЭ значительно (до 8 часов ) сокращает время коррозионных испытаний [1].

Детектирование АЭ (в частотном диапазоне до 10 МГц) и обработка сигналов осуществляется компьютерной измерительной системой (приборы изготовлены на кафедре Металловедения и Физики прочности МИСиС). Одновременно в одинаковых условиях может испытываться до 60 образцов. Интерфейс компьютерной системы, выполненный в технологии LabVIEW, позволяет контролировать коррозию по 6 параметрам АЭ в реальном времени с предварительным автоматическим измерением уровня шума. Применение в измерительной установке сетевой технологии «Удаленный доступ», позволяет контролировать и управлять измерениями по компьютерной сети ЭВМ. Время измерений ограничено только объемом памяти компьютера.

Измерения АЭ выделяют кинетику КРН. Коррозия начинается через  $T_1 \sim 20-40$  мин разрушением защитной окисной пленки  $ZrO_2$ , что фиксируется по увеличению мощности АЭ. Второе повышение мощности АЭ через  $T_2 \sim 90-240$  мин. связано с началом активного развития очагов коррозии (питтингов, трещин, множественного зернограничного разрушения). Для сравнительного количественного анализа склонности к коррозионному разрушению исследуемых материалов используется время  $T_2$  («инкубационный период»), как наиболее устойчивый в измерениях параметр КРН, совместно с результатами фрактографического анализа коррозионной повреждаемости [2].

1. Nikulin S.A.,Khanzhin V.G.,Kurianova E.Y.,Markelov A.P. Acoustic Emission Technology for Quantitative Monitoring Stress Corrosion Cracking in Materials.// 5<sup>th</sup> European Conference on Advanced Materials - Processes and Applications, 21-23 April,1997, Maastricht, NL,pp.238-241.
2. S.A. Nikulin, V.G. Khanzhin, A.B. Rojnov. Application of an Acoustic Emission Method for SCC Testing of Zirconium Cladding Tubes. CORROSION/2002, 57<sup>th</sup> Annual Conference and Exposition, paper no. 02437 (7-12 April 2002, Denver, USA, NACE International).

# ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВЕРХНОСТНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Алехин В.П.

Московский государственный индустриальный университет

Применительно к условиям знакопеременного циклического нагружения в парах трениях проведен анализ проведения подсистемы линейных (дислокации) и точечных дефектов (вакансий) в градиентном поле напряжений и наличии соответствующего градиента химического потенциала.

Аналитически показано, что вакансионные процессы, протекающие в кристалле при высокочастотном и низкочастотном воздействии механических колебаний на него, подобны и отличаются только временными и пространственными масштабами протекания. Установлено, что с поверхности и границ зерен происходит «накачка» вакансий в кристалл (наличие эффекта «вакансионного насоса»). Показано возникновение около поверхности и границ зерен областей вакансионного пересыщения.

Установлена зависимость предельного расстояния продвижения вакансионного фронта от поверхности и границ в объеме образца. Получено, что предельное расстояние продвижения вакансионного фронта прямо пропорционально корню квадратному от коэффициента диффузии вакансий и обратно пропорционально корню квадратному от частоты воздействия на образец. Установлен критерий, позволяющий определить роль наружной поверхности, границ зерен и объемных дефектов в изменении концентрации вакансий.

Проанализировано переползание краевых дислокаций при циклическом воздействии на материалы. Показано, что переползание происходит под действием осмотических сил и направлено к наружной поверхности кристалла, границам зерен и к местам, где вакансионное пересыщение (недосыщение) отсутствует. Установлено, что переползание приводит к уменьшению плотности дислокации в объеме и увеличению в местах, где отсутствует вакансионное пересыщение (недосыщение), около свободной поверхности, границ зерен, трещин, пустот. Установлено, что в местах, где отсутствует вакансионное пересыщение (недосыщение), вблизи свободной поверхности, границ зерен пустот, возникают скопления краевых дислокации одного знака.

Показано, что скопления краевых дислокаций, образующиеся при циклическом воздействии в местах, где отсутствует вакансионное пересыщение, (вблизи свободной поверхности кристалла, границ зерен), приводят к возникновению в этих местах внутренних растягивающих напряжений. Установлена зависимость напряжения, создаваемого этими скоплениями, от плотности краевых дислокации в них. Получен критерий, при котором скопления краевых дислокации, формируемые в результате циклического воздействия на кристалл, создают внутреннее напряжение больше разрушающего.

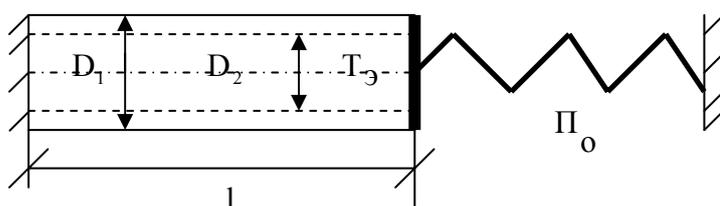
Поверхностная упрочняющая обработка (ПУО) и, в частности, ультразвуковая финишная и упрочняющая обработка (УФУО) является завершающей операцией в технологическом цикле изготовления детали. Она позволяет без использования дополнительного специализированного оборудования (например, шлифовальных станков) и по сокращенному технологическому маршруту повышать чистоту поверхности деталей до уровня, предъявляемого к финишной обработке. При этом не требуется применение традиционных абразивных материалов - паст, войлока, абразивных кругов и лент и т. п. Еще одно ее важное преимущество по сравнению с традиционными способами финишной обработки металлов (хонингование, доводка, суперфиниширование) заключается в дополнительном упрочнении поверхностного слоя деталей, в результате чего улучшаются их эксплуатационные свойства (усталостная прочность, контактная выносливость, износостойкость), повышается их надежность.

## РАСЧЕТ КОНТАКТНЫХ УСИЛИЙ И НАПРЯЖЕНИЙ В СИСТЕМЕ, СОСТОЯЩЕЙ ИЗ ТРУБКИ С ЭПФ И УПРУГОГО КОНТРОТЕЛА

Андронов И.Н., Дроздовский Г.П., Коновалов М.Н.

*Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта, Р. Коми,*  
[iandronov@mail.ru](mailto:iandronov@mail.ru)

В данном сообщении предложен способ определения реактивных напряжений и контактных усилий в системе, состоящей из трубки с ЭПФ и упругого контртела в виде витой пружины из линейно-упругого материала, закрепленной между двумя жесткими стенками. Расчет выполнен на основе формул сопротивления материалов, гипотезы плоских сечений и представлений о фазовом характере возникновения деформаций в одноуровневой постановке.



Имеются трубка  $T_3$  с размерами  $D_1, D_2$  и  $l$ , выполненная из материала с ЭПФ, и пружина  $\Pi_0$  (с малым углом наклона витков  $\alpha \ll 1$ ) из обычного металла с параметрами  $D_0, d_0, n_0$  и модулем сдвига  $G$ . Жесткость противодействия  $K_1$  трубки  $T_3$  и пружины  $\Pi_0$  находим как:

$$K_1 = Gd_0^4 / 2\pi(D_2^2 - D_1^2)D_0^3 n_0 \quad (1)$$

Величину рабочих напряжений  $\sigma_p$  и соответствующую осевую силу  $N$  в трубке с ЭПФ находят по формулам(2,3):

$$\sigma_p = \sigma_{\max} / (1 + \sigma_{\max} / K_1 \varepsilon_{\max}) \quad (2); \quad N = \sigma_{\max} \pi(D_1^2 - D_2^2) / 4(1 + \sigma_{\max} / K_1 \varepsilon_{\max}) \quad (3)$$

Здесь величина  $\sigma_{\max}$  и  $\varepsilon_{\max}$  – параметры материала, определяемые экспериментально. Причем  $\sigma_{\max}$  показывает максимально возможный уровень генерируемых напряжений, отвечающих бесконечной жесткости противодействия упругого контртела, а  $\varepsilon_{\max}$  – величину деформации, обусловленную ЭПФ в свободном состоянии после термоциклирования под нагрузкой. Нормальные напряжения в трубке  $\sigma(T)$  легко отыскиваются как функция от температуры, если пренебречь смещением температур, вызываемым мартенситной реакцией в соответствии с соотношением Клаузиуса-Клапейрона:

$$\sigma(T) = \sigma_p \left\langle \begin{aligned} &H(\dot{T}) \{ H(A_K - T) H(T - A_H) [1 - \cos \pi (T - A_H) / (A_K - A_H)] / 2 + \tilde{H}(T - A_K) \} + \\ &+ H(-\dot{T}) \{ (T - M_K) H(M_H - T) [1 + \cos \pi (M_H - T) / (M_H - M_K)] / 2 + \tilde{H}(T - M_H) \} \end{aligned} \right\rangle \quad (4)$$

где  $H(x)$  и  $\tilde{H}(x)$  – функции Хевисайда.  $H(x) = \begin{cases} 1; x \geq 0 \\ 0; x < 0 \end{cases}$ ;  $\tilde{H}(x) = \begin{cases} 1; x > 0 \\ 0; x \leq 0 \end{cases}$ . Точка означает производную по времени.  $M_H, M_K, A_H, A_K$  – характеристические температуры мартенситных переходов.

## ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ИНФРАКРАСНОГО НАГРЕВА

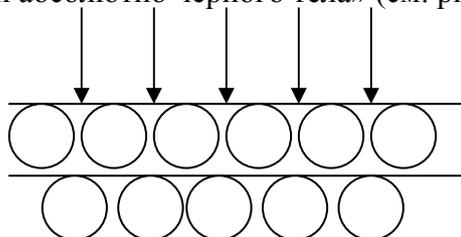
Чуркин В.К., Скиданенко В.И., Якунин В.Н.

*ТГУ, Тольятти, Россия*

Для осуществления фазовых превращений в различных материалах перспективным является метод инфракрасного (ИК) нагрева. К его достоинствам относятся: малый расход энергии на нагрев единицы поверхности изделия, возможность регулирования пространственного распределения лучистого потока, быстрое нагревание поверхности объекта импульсами облучения с высокими значениями энергетической освещенности. Импульсный ИК-нагрев широко применяется при испытаниях материалов для ракетной техники, для закалки стальных изделий, в процессах пайки и сварки.

Эффективность облучательной ИК – установки сильно зависит от корреляции спектрального распределения излучения источника и спектральных характеристик материала. В случаях низкого коэффициента поглощения материала требуется возможно большее значение коэффициента отражения отражателя на частоте максимума излучения источника излучения (галогеновой лампы). Возможности такого пути повышения эффективности ИК – нагрева ограничены выбором подходящего материала отражателя.

Более перспективным является повышение коэффициента поглощения нагреваемого объекта во всем диапазоне частот падающего излучения. Это может быть реализовано созданием на поверхности объекта многочисленных «моделей абсолютно черного тела». Они создаются нанесением на поверхность объекта слоя порошка, лучше из того же материала, для исключения возможности химического взаимодействия между основной и покрытием. Границы порошка неправильной сферической формы при насыпании укладываются с образованием конических замкнутых полостей, они успешно выполняют роль «моделей абсолютно черного тела» (см. рис.).



В работе исследовали влияние гранулометрического состава порошка на эффективность преобразования энергии лучистого излучения в тепловую энергию. В качестве излучателя использовали галогеновую кварцевую лампу накаливания КИ – 220-1000 мощностью 1 кВт.

Она размещалась вдоль фокальной линии отражателя, имеющего форму полуцилиндра. Отражающую поверхность алюминиевого отражателя отполировали. Такая конструкция обеспечивала получение полосы нагрева длиной 140 мм и шириной 40 на поставке, которую можно перемещать вдоль стоек излучателя в пределах 50 мм. Образцы для испытаний размерами 100 × 30 мм. Изготавливали из стали, алюминия и меди. Из этих же материалов готовили порошки различного гранулометрического состава. Нужный состав получали просеиванием порошков через сита с последующим их смешиванием в необходимых пропорциях. В центре образца помещали железо-константановую термопару, ЭДС с которой подавались на аналоговый вход автоматизированной измерительной системы. Получены кинетические кривые изменения температуры образцов в различных режимах нагревания и при разных составах порошкового покрытия. Доказана высокая эффективность предлагаемого метода. Время нагревания образца до требуемой температуры за счет применения порошкового покрытия сокращается в несколько раз по сравнению с нагревом в печи. ИК – нагрев дает воз-

возможность получать покрытия, структуру которых легко изменить, изменяя режим. Если подобрать внешние условия таким образом, чтобы скорость изменения температуры была много больше теплопроводности материала покрытия, то можно наблюдать температурные неоднородности на поверхности, вызванные нелинейными процессами тепло- и массообмена.

## ПОВЫШЕНИЕ СКОРОСТЕЙ МЕТАНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПОВЕДЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИМПУЛЬСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

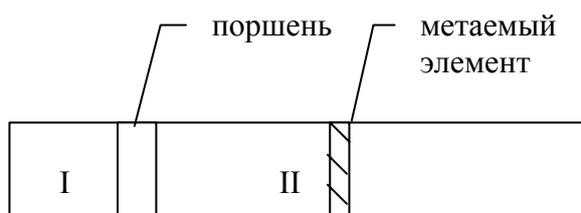
Сафронов А.И.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

Классическая схема выстрела исчерпала свои возможности повышения начальных скоростей метания при неизменном максимальном давлении на дно канала ствольной установки. Решение проблемы повышения начальных скоростей метания возможно при использовании новых нетрадиционных схем метания, позволяющих управлять индикаторной диаграммой давления на метаемом элементе.

В работе моделируется функционирование схемы с присоединённым зарядом [1] на основе модели двухфазной двухскоростной среды с учётом постепенного зажигания иницируемого состава. Постепенное воспламенение присоединённого заряда рассчитывается с учётом твёрдофазной локальной модели зажигания. Показано, что при соответствующем подборе параметров схемы возможно повышение начальных скоростей метания элементов с коэффициентом поперечной нагрузки  $C_q=3$  до 20% и более высоких значений. Задержка воспламенения присоединённого заряда после достижения максимального давления от сгорания обычного пороха обеспечивает наилучшие внутрибаллистические характеристики подобных систем. Воспламенение присоединённого заряда происходит за счет передачи тепла от сгорания основного порохового заряда [2].

На рис. 1 представлена схема метательной системы, которая реализует процесс.



*Рис.1. Схема метательной системы.*

*I - область основного заряда; II - область присоединенного заряда;*

Проведенные ранее исследования показывают, что использование присоединённого заряда обеспечивает достижение повышенных скоростей метания без увеличения максимального давления в камере метательной системы.

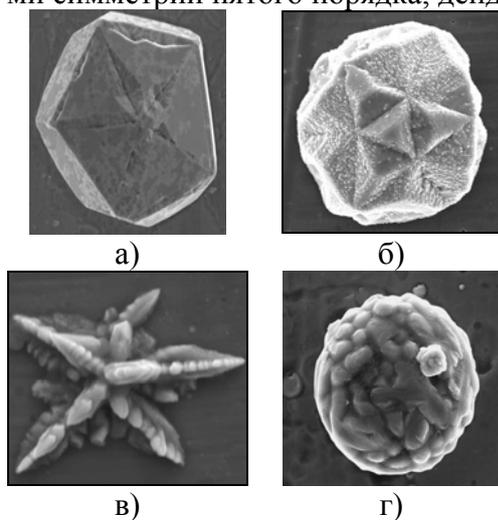
1. Л.В.Ларионов, Г.И.Сыренков, Д.В.Щетинин. К вопросу об оптимизации параметров присоединённого заряда метательных систем// ФГВ.- 1994. - 30,2.
2. А.И.Сафронов. Патент 9061. Патрон многосекционный, 95115246/20, 16.01.99. Бюлл. №1, МКИ F42B7/00.

## ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ ЭЛЕКТРОЛИЗА НА ФОРМЫ РОСТА КРИСТАЛЛОВ МЕДИ НА ИНДИФФЕРЕНТНЫХ ПОДЛОЖКАХ

Воленко А.П., Тюрков М.Н., Викарчук А.А., Довженко О.А.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

Эксплуатационные свойства различных покрытий в значительной степени зависят от их структуры. Проблему получения покрытий, плёнок и фольг с наперёд заданными свойствами следует рассматривать с двух точек зрения: во-первых, как проблему зарождения и роста кристаллов и, во-вторых, как проблему установления зависимости структуры и свойств осадков от технологических параметров. Для технических приложений, в частности, получения медных плёнок и фольг на индифферентных подложках, наиболее интересным является изучение электролитических покрытий, состоящих из экзотических кристаллов с дефектами ростового происхождения. Медные осадки получали из широко применяемых в гальванотехнике сернокислых электролитов без добавок. Исследования проводили с помощью просвечивающей (ПРЭМ-200) и сканирующей (JSM-6500) электронной микроскопии как на стадии зарождения и роста кристаллов, так и на стадии формирования сплошных покрытий. Исследования показали, что, в зависимости от типа подложки и условий электролиза, на начальном этапе электрокристаллизации могут образовываться пентагональные кристаллы с одной или пятью осями симметрии пятого порядка, дендриты или сферолиты (рис.1).



*Рис.1 Островки роста с различной внешней формой и внутренним строением*

Процесс электрокристаллизации меди на индифферентных подложках начинается с образования сферических или полусферических зародышей–кластеров, имеющих декаэдрическое или икосаэдрическое расположение атомов. На некотором этапе роста происходит перегруппировка атомов из некристаллической структуры в кристаллическую. При малых плотностях тока образуются пентагональные кристаллы с одной или шестью осями симметрии пятого порядка (рис.1а,б). При увеличении плотности тока у растущих пентагональных кристаллов уже при малых размерах, порядка 1 мкм, наблюдаются отклонения от додекаэдрической и икосаэдрической формы: преимущественный рост получают участки кристалла, растущие вдоль двойниковых границ и осей пятого порядка. Если на подложке происходит преимущественно тангенциальный рост, то из островков роста формируются дендритные образования (рис.1в). Если тангенциальный рост затруднен, островки роста принимают вид глобул (рис.1г). Электронно-микроскопические исследования слоев меди, непосредственно прилежащих к подложке, показали, что они представляют собой кристаллы с радиально-лучевым строением – сферолиты. Микродифракционные исследования показали, что центральная часть сферолитов представляет собой поликристаллическое образование, а периферийная состоит из монокристаллических фрагментов. Пентагональные кристаллы, дендриты и сферолиты, сформировавшиеся из трехмерных кластеров, имеют единую дисклинационную природу.

## КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ИЗ ПАРОВОЙ ФАЗЫ В ВАКУУМЕ И ПОСЛЕДУЮЩЕЕ СТАРЕНИЕ КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ДИСПЕРСНОУПРОЧНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ

Ильинский А.И., Зубков А.И., Субботин А.В.

*Национальный технический университет «Харьковский политехнический институт»,  
Харьков, Украина,  
[ukrenergo@kharkov.ukrtel.net](mailto:ukrenergo@kharkov.ukrtel.net)*

Упрочнение металлов дисперсными частицами, однородно распределенными в матрице, наиболее широко используется при получении двух типов объектов – дисперсионно-твердеющих (стареющих) сплавов (ДТС) и дисперсноупрочненных композиционных материалов (ДКМ). Первые отличаются высокой прочностью при умеренных температурах, вторые – термической стабильностью структуры и свойств и повышенной прочностью при высоких температурах. [1]

Высокий уровень свойств ДТС обусловлен возникновением так называемого пика дисперсионного твердения при распаде пересыщенных растворов. Этого эффекта в случае ДКМ, получаемых традиционными жидко- и твердофазными методами синтеза получить не удастся. Их структура морфологически соответствует структуре перестаренных сплавов, и соответственно они уступают ДТС по уровню достигаемой прочности. В работе рассмотрены возможности синтеза материалов, сочетающих достоинства стареющих сплавов и ДКМ. Уникальность вакуумной технологии применительно к данному классу материалов состоит в том, что компоненты, которые не смешиваются на атомарном или молекулярном уровнях ни в жидком, ни в твердом состояниях, можно перемешать в парообразной фазе. При конденсации таких парообразных смесей на подложке в вакууме в зависимости от концентрации компонентов и параметров процесса осаждения можно получить широкий спектр структурных и фазовых состояний.

*Использование этой технологии* для бинарных систем на основе меди Cu-Mo, W, Ta и т.д., компоненты которых не имеют взаимной растворимости в равновесных условиях, позволяет получить в исходном конденсированном состоянии как пересыщенные растворы, так и высокодисперсные двухфазные смеси. Последующая термическая обработка при высоких температурах приводит к необратимым изменениям структуры, распаду пересыщенных растворов и эволюции двухфазных смесей. В результате реализуется типично композиционная структура ДКМ. Указанные процессы сопровождаются в определенных условиях появлением пика дисперсионного твердения. [2] Полученные таким образом материалы обладают высокими прочностными и электрофизическими свойствами. Так, например, предел прочности фольг может достигать 800-900 МПа, предел текучести 500-600 МПа в сочетании с электропроводностью, составляющей 60-70% от электропроводности чистой меди.

1. А.И. Ильинский. Структура и прочность слоистых и дисперсно-упрочненных пленок. М. Металлургия, 1986, 143с.
2. А.И. Зубков, А.И. Ильинский, О.А. Подгорная, В.И. Себрук, Я.Г. Сокол-Прусский. О возможности старения быстро-закаленных сплавов Cu-Mo // Физика металлов и металловедение. 1990, № 10, с. 197-199

## ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА

Грабовецкая Г.П., Гирсова Н.В., Колобов Ю.Р., Валиев Р.З.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

Проведено сравнительное исследование влияния холодной пластической деформации прокаткой на термостабильность структуры и деформационное поведение при растяжении крупнозернистого (средний размер зерен  $\sim 7$  мкм) и субмикрокристаллического (средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры  $\sim 0,5$  мкм) титана, полученного воздействием интенсивной пластической деформации (ИПД).

Показано, что характер структуры, формирующийся в процессе холодной пластической деформации прокаткой в субмикрокристаллическом (СМК) титане технической чистоты определяется степенью деформации. При небольших (до  $\sim 40\%$ ) степенях деформации происходит формирование фрагментированной СМК структуры с большим коэффициентом неравноосности и более высокой плотностью дислокаций по сравнению с исходной структурой. При увеличении степени деформации до  $65-85\%$  в титане формируется однородная дисперсная зеренно-субзеренная СМК структура с равноосными элементами, средний размер которых, определенный по темнопольному изображению, составляет  $0,15 \pm 0,05$  мкм.

В крупнозернистом титане при степенях деформации более  $60\%$  в процессе холодной деформации прокаткой формируется неоднородная зеренная структура. В отдельных местах образца наблюдается дисперсная структура с размером зерен  $\sim 0,2$  мкм. В тоже время примерно  $20-40\%$  площади образца занимают зерна с размерами  $4-7$  мкм.

Установлено, что холодная пластическая деформация приводит к сдвигу температуры начала рекристаллизации СМК структуры в сторону более низких температур. При этом последовательность релаксационных процессов в структуре деформированного СМК титана с увеличением температуры дорекристаллизационных отжигов аналогична соответствующей для недеформированного.

Общей особенностью деформации при растяжении образцов СМК титана является развитие мезополос (шириной несколько микрон) и макрополос (шириной  $\sim 0,5$  мм) локализованной деформации. Полосы распространяются в пределах рабочей части образца под углом  $\sim 120^\circ$  друг к другу и под углом, близким к  $60^\circ$  к оси растяжения. Разрушение образца происходит срезом вдоль одной из макрополос локализованной деформации.

Показано, что сформированная в титане технической чистоты воздействием ИПД методом равноканального углового прессования в сочетании с холодной деформацией прокаткой СМК структура обладает большей устойчивостью к локализации деформации на макроуровне. Последнее обуславливает повышение прочности и пластичности деформированного СМК титана при растяжении.

## КОЛИЧЕСТВЕННЫЙ АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ РАЗРУШЕНИЯ МЕТОДОМ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Ханжин В.Г.

*Московский Государственный Институт Стали и Сплавов (Технологический  
Университет), Москва, Россия,  
[nikulin@misis.ru](mailto:nikulin@misis.ru)*

Измерение акустической эмиссии (АЭ) при испытании образцов или в процессе изготовления, контроля изделий – один из эффективных методов мониторинга материалов и технологий [1]. Основные применения метода для количественного анализа [2]: прямое измерение по импульсам АЭ параметров породивших их изменений в структуре материала либо использование АЭ как высокочувствительного “индикатора” процесса. Прямые измерения позволяют оценить величину отдельных поверхностных или внутренних трещин [2-4], калибровать для измерения их размеров аналоговые [5], цифровые [6] приборы и компьютерные системы [7], а также проводить количественный анализ кинетики накопления повреждений в деформируемом материале [1,8]. “Индикаторные измерения” АЭ - составная часть специальных методик комплексного анализа (включающих фрактографию, металлографию, мех. свойства и т.д.), направленных на определение механизма разрушения и его количественных характеристик [7,8].

1. Nikulin S.A., Shtremel M.A., Khanzhin V.G., Kurianova E.Y., Markelov A.P. Analysis of Fracture Scale and Material Quality Monitoring with the help of AE- Measurements. Acoustic Emission: Standards and Technology Update, ASTM STP 1353, 1999, pp. 120-136.
2. Ханжин В.Г. Количественный анализ процессов разрушения методом акустической эмиссии. Автореф. дис.к.ф.-м.н., М., МИСиС, 1988, 21с.
3. Ханжин В.Г., Штремель М.А., Никулин С.А. Оценка размеров внутренних трещин по пиковым амплитудам акустической эмиссии. Дефектоскопия. – 1990, №4 с.35-40.
4. Никулин С.А., Ханжин В.Г., Штремель М.А. Физические основы измерения масштабов макро- и микроразрушений по акустической эмиссии. В кн. «I Междун.научн.-практ.конф. молодых ученых и специалистов в области приборостроения «Интерприбор- 90» М.,Интерприбор, 1990,с.48-50.
5. Туманов А.В., Ханжин В.Г. Малогабаритный быстродействующий регистратор пиковых амплитуд импульсов акустической эмиссии. Приборы и техника эксперимента, 1987, №5, с.244.
6. Ханжин В.Г., Никулин С.А., Туманов А.В. Микропроцессорный анализатор сигналов акустической эмиссии. Приборы и техника эксперимента. – 1991 -№1, с. 241-242.
7. Никулин С.А., Ханжин В.Г. Мониторинг материалов, процессов и технологий методом измерения акустической эмиссии. Металловедение и термическая обработка металлов, 1999, №4, с.40-49.
8. Никулин С.А., Ханжин В.Г. Классификация изломов при растяжении по измерениям акустической эмиссии. Заводская лаборатория – 1991, №2, с. 61-63.

# ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ТРЕНИРОВКИ НА ПОВЕДЕНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ ПРОЯВЛЕНИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ПАМЯТИ

Андронов И.Н., Овчинников С.К., Крючков С.В.

Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта, Р. Коми,  
[iandronov@mail.ru](mailto:iandronov@mail.ru)

Исследовано влияние термомеханической тренировки на поведения сплава ТН-1 в условиях реализации циклической памяти формы (ЦПФ).

В качестве объектов исследований использовали сплошные цилиндрические образцы длиной и диаметром рабочей части соответственно 33 и 4 мм, выполненные из сплава ТН – 1 в условиях поставки. Образцы испытывали в режиме кручения путем термоциклирования через интервалы мартенситных переходов в нагруженном состоянии.

Установлено, что обратимые характеристики ЦПФ, начиная с некоторого цикла, имеют стабильные, независимые от их числа значения деформаций, обусловленных эффектами памяти формы (ЭПФ) и пластичности прямого превращения (ППП). Приведенные величины являются деформационными характеристиками ЦПФ, которые зависят от уровня действующих напряжений и чрезвычайно важны при проектировании механизмов многоразового функционального действия.

Показано, что деформационные характеристики ЦПФ могут быть существенно увеличены за счет предварительной термомеханической тренировки путем термоциклирования материала через интервалы мартенситных переходов под напряжением, превосходящим действующее.

На рисунке приведены зависимости отношений установившихся деформаций, обусловленных ЭПФ (а) и ППП (б) для тренированных и нетренированных образцов, от отношения тренировочного и действующего напряжения, при тренировочном напряжении 200 (1) и 250 МПа (2)

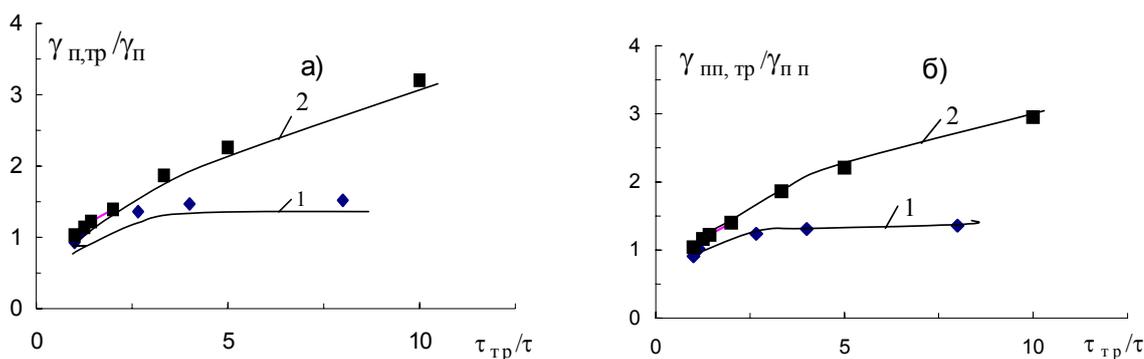


Рисунок показывает, что при определенном подборе соотношения тренировочного и действующих напряжений характеристики ЦПФ могут быть увеличены в 2÷3 раза. Приведенные данные хорошо согласуются с аналогичными для марганцемедных сплавов [1,2].

1. Андронов И.Н., Лихачев В.А. // Пробл. прочности. 1987. № 2. С. 50 – 54
2. Андронов И.Н., Лихачев В.А. // Известия вузов. Цветная металлургия. 1986. № 2. С. 97 – 102.

# ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ КИНЕТИЧЕСКОГО НАНО- И МИКРОИНДЕНТИРОВАНИЯ В КАЧЕСТВЕ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО ЭКСПРЕСС КОНТРОЛЯ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ И СТРУКТУРНЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ

Алехин В.П., Булычев С.И.

*Московский государственный индустриальный университет*

Пьен Й.С.

*Дизайн Мекка / Сан Мун университет, г. Асан, Южная Корея*

Рассмотрен приборно-измерительный комплекс и методики для автоматизированного неразрушающего экспресс-контроля комплекса физико-механических, структурных и эксплуатационных свойств материалов готовых деталей транспортной техники. Эти возможности заложены в испытании способом вдавливания индентора с регистрацией непрерывной диаграммы "нагрузка на индентор - глубина отпечатка - время", осуществляемой на этапах активного нагружения, выдержки под нагрузкой (режим релаксации или ползучести), разгрузки и повторного (в том числе циклического) нагружения того же отпечатка. Автоматизированная (компьютерная) обработка указанных диаграмм по специально разработанным программам позволяет определять: модуль Юнга, пределы текучести и прочности, относительное удлинение, величину гистерезисных потерь или степень демпфирования материала; величину вязкости разрушения, распределения пор, фаз и других структурных составляющих по размерам; интегральную оценку толщины покрытия, нанесенного на материал, и его микромеханических свойств; проводить аттестацию свойств покрытий и спецслоев с определением двух основополагающих параметров адгезии: прочности и энергии адгезии пленок и покрытий с подложкой, оценивать изменение свойств материалов в зависимости от технологических режимов механической или термической обработки изделия с целью оптимизации этих процессов; изучать эксплуатационные свойства готовых деталей малых размеров; оценивать упругие и релаксационные свойства материала, испытывать материалы с плохой отражающей способностью поверхности, например, полимеры, а также материалы, у которых отпечаток очень сильно изменяет размеры после снятия нагрузки (резины, полупроводники, карбиды, нитриды и др.). Данный метод позволяет также моделировать реальные параметры нагружения во многих случаях эксплуатации изделий и обработки материалов: в подшипниках качения и скольжения, в процессах шлифовки, полировки, трения, износа и контактной усталости. Приборно-измерительный комплекс и разработанные методики позволяют определять обратимую деформацию гистерезиса в микроконтактах трибосопряжения и интенсивность истощения в них запаса пластичности, а так же механическую микронеоднородность структуры и связанные с ними износостойкость, контактную усталость, статическое хрупкое разрушение.

## ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДИКА ЦИФРОВОГО АНАЛИЗА ИЗОБРАЖЕНИЙ ОПТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА В ТЕХНОЛОГИИ 3D – ГРАФИКИ

Никулин С.А., Ханжин В.Г., Рожнов А.Б., Викторов В.Н., Громов А.С.,  
Сорокина А. Е.

*Московский Государственный Институт Стали и Сплавов  
(Технологический университет), Москва, Россия,  
[nikulin@misis.ru](mailto:nikulin@misis.ru)*

Для получения трехмерных (3D) изображений объектов сложной геометрической конфигурации (например, внутренних трещин) по их плоским проекциям на металлографических шлифах на кафедре Металловедения и Физики прочности МИСиС разработан и выпускается программно-аппаратный комплекс для цифрового анализа изображений оптического микроскопа в технологии 3D - графики на базе оптического микроскопа и сопряженной с ним цифровой видеокамеры. Двумерные изображения изучаемого объекта на плоских шлифах образца вводятся последовательно (с выбранным для задачи шагом) в персональный компьютер. Программная часть компьютерной системы, выполненная в технологии LabVIEW, позволяет провести цифровую обработку последовательности плоских проекций и получить трехмерное изображение объекта для последующего анализа пространственной формы и количественных оценок его геометрических характеристик.

Такая задача возникает, в частности, при изучении коррозионного разрушения под напряжением в растворе «йода в метаноле» сплавов циркония ([1]), где при определенных структурных состояниях сплава коррозия развивается (на глубину до 300-400 мкм) как множественное зернограничное разрушение (ЗГР), образуя объемные зоны под поверхностью металла. Исследования показали, что их форма и размер зависят от структурного состояния материала [2]. Однако сложность формы таких объемных зон не позволяет изучать их по обычной для практического материаловедения технологии - «на шлифах». Требуется построение 3D изображений с шагом по глубине 10-20 мкм. После восстановления трехмерных изображений зон ЗГР, оценивались их количественные характеристики: площадь поверхности зоны, ее объем. Зернограничное разрушение классифицировались по «коэффициенту формы» (отношение площади поверхности к объему), с оценкой значимости различия сплавов в разных структурных и фазовых состояниях по критериям математической статистики. Восстановленные изображения «в объеме» позволяют также изучать взаимодействие коррозионных дефектов разных типов (питтинги, коррозионные микро и макротрещины), определяющих коррозию на этапах ее кинетики.

1. S. A. Nikulin, V. G. Khanzhin, E. Y. Kurianova, A. P. Markelov, S.V. Kolbin. Acoustic emission measurements based studies into Zr tube SCC in microareas.// "Zirconium in the nuclear industry"-12<sup>th</sup> Int. Sym., 2000, ASTM Abstracts, pp. 87-88
2. С.А. Никулин, В.Г. Ханжин, А.Б. Рожнов, М.М. Перегуд, А.В. Бабукин. Структурные факторы разрушения циркониевых труб при локальной коррозии под напряжением. //1-я Евразийская Науч-Прак. Конференция «Прочность Неоднородных Структур», Москва, МИСиС, 16-18 апреля 2002 г., стр.127.
3. S. A. Nikulin, V.G. Khanzhin, A.B. Rojnov, M.M. Peregud. Acoustic Emission Monitoring of Zr alloy Deformation and Fracture.// "Zirconium in the Nuclear Industry" – 13<sup>th</sup> Int. Symp., 2001, Annecy, France, ASTM Abstracts, pp. 58-59.

# РЕНТГЕНОГРАФИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТОНКОЙ СТРУКТУРЫ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2, СОСТАРЕННОЙ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Осинская Ю.В., Покоев А.В.

*Самарский государственный университет, Самара, Россия,*  
[ojv@ssu.samara.ru](mailto:ojv@ssu.samara.ru), [pokoev@ssu.samara.ru](mailto:pokoev@ssu.samara.ru)

Образцы из бериллиевой бронзы БрБ-2, после закалки с 800°С в воду, отжигали с целью старения в вакууме  $\sim 10^{-3}$  Па при разных температурах (от 250 до 500 °С) в течение 15-120 мин в постоянном магнитном поле (ПМП) с напряженностью 558,6 кА/м и без него.

С помощью дифрактометра ДРОН-2 в  $\text{Co K}\alpha$ -излучении выполнен рентгенофазовый и рентгеноструктурный анализ образцов из бериллиевой бронзы БрБ-2, прошедших термическую и термомагнитную обработку. По данным рентгенофазового анализа рассчитаны параметр решетки материнской матрицы и концентрация бериллия в остаточной матрице в зависимости от времени, температуры отжига и напряженности ПМП.

Методом аппроксимации по дифрактограммам определяли физическое уширение рентгеновских линий различных порядков отражения (111) и (222) сплава БрБ-2 после старения в ПМП и без него. По физическим уширениям этих линий по методике [1] выполнены расчеты размеров когерентно-рассеивающих блоков, плотности дислокаций и величины средней относительной микродеформации решетки и установлены их температурные, временные и полевые зависимости. В качестве эталона использовали закаленный образец бериллиевой бронзы БрБ-2, что позволило акцентировать внимание на процессах старения. На всех этапах обработки данных учитывали дублетность  $\alpha$ -линий и вводили соответствующие поправки.

Из полученных результатов видно, что характер изменения зависимостей микротвердости, построенной на основе ранее проведенных экспериментов, микродеформации, плотности дислокаций для оптимальной температуры старения 350 °С в ПМП и без него одинаков: экстремальные значения характеристик достигаются приблизительно при одних и тех же значениях времени старения, однако уровень значений заметно различается, причем более предпочтительные характеристики достигаются при включении ПМП. В частности, анализ приведенных данных свидетельствует о том, что наложение магнитного поля на процесс старения бериллиевой бронзы БрБ-2 приводит к формированию более равномерной мелкодисперсной структуры: размер блоков когерентного рассеяния в ПМП заметно меньше, плотность дислокаций и величина микродеформации структуры заметно выше, чем без поля.

Сделан вывод, что наложение ПМП изменяет скорость ухода бериллия из материнского раствора в зоны обогащения и улучшает физико-механические свойства материала за счет изменений параметров тонкой структуры материала.

1. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-микроскопический анализ. М.: МИСИС, 2002. - 360 с.

## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ ПРОМЫШЛЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ CU (AL) В УСЛОВИЯХ ВИБРОМЕХАНИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Печина Е. А.<sup>1</sup>, Демаков С. Л.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>) ФТИ УрО РАН, Ижевск, Россия,

[ElenaP@fnms.fti.udm.ru](mailto:ElenaP@fnms.fti.udm.ru)

<sup>2</sup>) УГТУ – УПИ, Екатеринбург, Россия,

[tom@dialup.ustu.ru](mailto:tom@dialup.ustu.ru)

Вибромеханическая обработка (ВМО) – новый многоциклового метод холодной обработки материалов давлением (ОМД), позволяющий формировать длинномерные осесимметричные профили. Процесс деформирования осуществляется на низкочастотной (рабочая частота до 10 Гц) лабораторной электрогидравлической установке с мощностью разрезного деформирующего элемента по заданному закону нагружения.

С целью исследования влияния ВМО на свойства материалов были проведены исследования по определению влияния степени деформации ( $\lambda=5\div 64\%$ ) на механические свойства и структуру меди М2 и ее сплава Л62, алюминиевых сплавов АК8 и Д16. Деформированию подвергались трубные образцы с наружным диаметром 22÷26мм, внутренним диаметром 15,6÷20мм. ВМО проведено с частотой 4Гц по синусоидальному закону нагружения. Для сравнения проведены параллельные исследования на образцах из меди М2 и сплава Д16, деформированных прямым прессованием (ПП).

Механические свойства материалов в деформированном и исходном состояниях определяли в ходе испытаний на разрыв пластинчатых образцов, полученных путем продольного разрезания труб. Металлографическим методом проведено исследование микроструктуры в продольном и поперечном сечениях полученных труб в зависимости от степени деформации и метода обработки. Рентгеноструктурным методом проанализированы зависимости текстуры, размера областей когерентного рассеяния и микроискажений от степени деформации и метода обработки.

Установлено, что метод ВМО имеет ряд преимуществ по сравнению с ПП: 1) не приводит к значительному изменению толщины стенки получаемых труб с уменьшением их диаметра; 2) не требует проведения промежуточных термических обработок, так как показатели прочности и пластичности с ростом степени деформации практически не изменяются, в отличие от ПП, которое вызывает упрочнение и падение пластичности, затрудняющие дальнейшее деформирование.

Выявлен характер изменения структурных составляющих для каждого материала с ростом степени деформации при ВМО и ПП, а также проанализировано напряженно-деформированное состояние материала трубного образца в процессе уменьшения внешнего диаметра.

Показано, что поведение свойств и структуры вибромеханически обработанных материалов с увеличением степени деформации, по сравнению с прессованными, обусловлено спецификой проведения процесса деформирования. В очаге деформации при ВМО материал испытывает последовательное влияние многократной дробной деформации, реализуемой с помощью предварительного конического обжима внешней поверхности трубы специального вида захватными элементами деформирующего элемента и постепенного проталкивания материала малыми порциями через калибрующую часть деформирующего элемента. Это, в свою очередь, ведет к снижению затрат на формоизменение и более щадящему, по сравнению с ПП, деформационному воздействию на материал.

# ПОЛУЧЕНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ И ВЫСОКИХ ГИДРОСТАТИЧЕСКИХ ДАВЛЕНИЙ СО СДВИГОМ

Алехин В.П., Алехин О.В.

*Московский государственный индустриальный университет*

Пьен Й.С., Пак Ж.Х., Азума Ш.Н.

*Дизайн Мекка / Сан Мун университет, Асан, Южная Корея*

Проблема получения высокопрочных материалов с использованием различных видов термического и термомеханического воздействия на протяжении многих лет традиционно является актуальной для материаловедов. В последнее десятилетие она решается обычно за счет реализации двух основных направлений: 1) использование быстрозакаленного метастабильного состояния материала (микrokристаллические и аморфные сплавы); 2) компактирование микrokристаллических и ультрадисперсных порошковых материалов.

Однако, в первом случае получаемые быстрой закалкой аморфные порошки или тонкие ленты при компактировании резко теряет уровень своих физико-механических свойств за счет протекания процессов структурной релаксации и кристаллизации. Во втором случае низкая температура рекристаллизации ультрадисперсных порошковых систем является основным препятствием на пути сохранения исходной дисперсности структуры и получение соответствующего уровня физико-механических свойств. В связи с этим, представляло интерес найти альтернативное порошковой металлургии технологическое решение и пытаться получить материал с микrokристаллической и ультрадисперсной структурой, минуя стадии непосредственного получения порошков и их компактирования. Последнее возможно осуществить за счет сильного деформационного воздействия (гидроэкструзии, в наковальнях Бриджмена или валках прокатного стана) и получение субструктуры на уровне нескольких десятков или сотен ангстрем.

Таким образом, основная цель настоящей работы заключается в разработке новой технологии получения высокопрочных материалов (повышение предела прочности и твердости в 2,5 - 3 раза) за счет дисперсирования субструктуры получения микrokристаллической или рентгеноаморфной структуры с использованием многократных высокоинтенсивных деформаций (многократная прокатка или проковка, гидроэкструзия с противодавлением, высоких гидростатических давлений (ВГД) или ВГД со сдвигом и др.).

При обработке конструкционных материалов различными технологическими способами, реализующими высокий уровень гидростатических напряжений со сдвигом получен размер субструктуры на уровне 5-20 нм. При этом уровень физико-механических свойств (прочность, микротвердость) возрос в 3 - 4 раза по сравнению с исходным состоянием. Так, например, для нитинола величина микротвердости возросла с 2700 до 8000 -9000 МПа, прочность от 840 до 2500 - 3000 МПа.

Для конструкционных материалов важнейший результат измельчения субструктуры материала выражается в одновременном росте его прочности и пластичности. Обнаружено, что гидроэкструзия существенно повышает прочность и, особенно, ударную вязкость молибдена, как наиболее перспективного жаропрочного материала. В поперечном сечении прутка появляется "вихревая" структура, напоминающая структуру булатной стали.

## ДИФфуЗИЯ И СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Колобов Ю.Р.

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

На примере металлов с ОЦК, ГЦК и ГПУ решеткой, нанокompозитов на их основе и сверхпластичных алюминий-магний-литиевых сплавов исследованы закономерности формирования наноструктурного состояния при воздействии интенсивной пластической деформации (методами равноканального углового прессования, кручения под высоким давлением, всестороннейковки, в том числе, в сочетании с последующей прокаткой) и его эволюция при сверхпластическом течении [1].

Рассмотрены основные особенности зернограничной диффузии примесей замещения из внешней среды (покрытия) в наноструктурных (полученных воздействием интенсивной пластической деформации) металлах (никеле, меди, титане) в сравнении с соответствующими для границ зерен (ГЗ) в крупнозернистом и нанокристаллическом (на примере электроосажденного никеля) состояниях. Обсуждаются физические причины увеличения диффузионной проницаемости ГЗ в наноструктурном состоянии в сравнении с соответствующей для крупнозернистых металлов и бикристаллов.

На примере результатов оригинальных исследований механических свойств при статическом и циклическом нагружении, термостабильности структуры и ползучести, в том числе в условиях воздействия зернограничными диффузионными потоками примесей из внешнего источника (покрытия), дисперсноупрочненных нанокompозитов на основе указанных выше металлов обоснована идея использования дисперсного упрочнения наночастицами оксидов и карбидов для повышения термостабильности структуры и подавления эффектов разупрочнения, связанных с одновременным воздействием температуры, нагрузки и диффузии из внешней среды [2].

На примере сплавов на основе системы Al-Mg-Li показана возможность значительного понижения температуры реализации сверхпластичного состояния и увеличения скорости сверхпластического течения после предварительной обработки воздействием интенсивной пластической деформации (методами равноканального углового прессования или прессования с переменной осью деформации).

Проведен анализ особенностей развития микро- и мезоструктур при сверхпластической деформации алюминиевых сплавов в наноструктурном состоянии, полученном воздействием интенсивной пластической деформации в сравнении с соответствующими для крупно- и мелкозернистых сплавов. Рассмотрена роль химического состава, дисперсности частиц вторичных фаз и других факторов в формировании и эволюции структурно-фазового состояния металлов и сплавов при больших пластических деформациях.

1. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. – Новосибирск: Наука. – 2001. – 232 с.
2. Колобов Ю.Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических поликристаллов. - Новосибирск: Наука. – 1998. – 184 с.

## ВЫСОКОСКОРОСТНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н., Грязнов М.Ю., Лопатин Ю.Г., Макаров И.М.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета, Россия, nokhrin@nifti.unn.ru*

Копылов В.И.

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

В работе исследовались микрокристаллические (МК) магниевые сплавы MA14 (Mg – 6% Zn – 0.6% Zr), MA2-1 (Mg – 4% Al – 1% Zn) и AZ91 (Mg – 9% Al – 1% Zn), полученные по технологии равноканального углового прессования. В результате прессования (6 циклов при 150 - 200 °С) в сплавах была получена однородная МК структура со средним размером зерна ~ 1 мкм.

Исследования сверхпластичности в режиме растяжения с постоянной скоростью движения захватов с начальной скоростью деформации  $10^{-4}$  -  $3 \cdot 10^{-1}$  с<sup>-1</sup> в диапазоне температур 20 - 430 °С показали, что зависимость величины удлинения до разрыва от температуры при постоянной скорости деформации имеет немонотонный характер. В сплаве MA14 величина удлинения до разрыва при скорости деформации  $3 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup> возрастает от 170 до 810 % по мере повышения температуры испытаний от 150 до 260 °С и резко снижается до 170 % при температуре испытания 280 °С. Аналогичное поведение наблюдается в сплавах MA2-1 и AZ91. Величина относительного удлинения до разрыва в MA2-1 составляет 380 % при 225 °С и в AZ91 – 570% при 300 °С.

Анализ полученных результатов показывает, что исследованные МК магниевые сплавы в области низкотемпературной сверхпластичности (200 ÷ 300 °С) обнаруживают пластичность в 3 раза (для MA2-1) и в 2 раза (для MA14 и AZ91) более высокую, чем их аналоги.

В работе обнаружен эффект повышения пластичности МК магниевых сплавов при комнатной температуре без существенного снижения прочности. В МК сплаве MA2-1 удлинение до разрыва при комнатной температуре и скорости деформации  $3 \cdot 10^{-3}$  с<sup>-1</sup> составляет 65 % (против обычных значений 12 - 17 %); в МК сплаве MA14 удлинение при комнатной температуре - 45 %, это более чем в 2 раза превышает наилучшие показатели аналогов; в МК сплаве AZ91 удлинение при комнатной температуре - 35 %, что более чем в 3 раза превышает показатели пластичности стандартного сплава.

Для описания поведения Mg сплавов в условиях низкотемпературной СП предложена модель деформационного упрочнения. В основу модели положены представления теории неравновесных границ зерен. Показано, что причиной интенсивного деформационного упрочнения при ВССП являются поля внутренних напряжений, создаваемых дефектами, накапливающимися на границах зерен при их взаимодействии с решеточными дислокациями, осуществляющими внутризеренную деформацию. Проведено подробное сопоставление модели с экспериментом.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №02-03-33043, №03-02-16923, МАС 03-03-06196), Министерства образования (грант № E02-4.0-131), а также при поддержке Программы "Фундаментальные исследования в высшем образовании" (BRHE) и Научно-образовательного центра «Физика твердотельных наноструктур» Нижегородского государственного университета.*

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Zn-Mg-Sc-Zr В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н., Пирожникова О.Э., Нохрин А.В., Макаров И.М.,  
Лопатин Ю.Г.

*Нижегородский государственный университет им.Н.И.Лобачевского*

Копылов В.И.

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

В работе описаны результаты экспериментальных и теоретических исследований высокоскоростной сверхпластичности (ВССП) МК сплавов системы Al-X%Zn-Y%Mg-0.3Sc (X=4.5÷5, Y=1.5÷2) в широком диапазоне скоростей и температур деформирования.

МК структура сплавов была получена путем равноканального углового прессования (РКУП) (N=8 циклов) при T=100÷200 °C. Средний размер зерна после РКУП составил 0.5 мкм. Испытания на ВССП производились в интервале температур 350÷500 °C и скоростей деформации  $3 \times 10^{-2} \div 3 \text{ с}^{-1}$ . Сплав состава Al-4.5Zn-1.5Mg-0.3Sc обнаружил исключительно высокие показатели пластичности. При испытаниях с постоянной скоростью движения захватов соответствующих начальной скорости деформации  $10^{-1} \text{ с}^{-1}$  при T=450 °C было достигнуто удлинение до разрушения 830%. При скорости деформации  $1 \text{ с}^{-1}$  и T= 450 °C удлинение достигает 310 %.

Параметры деформационного поведения сплавов изучены при испытаниях с постоянной истинной скоростью деформации. Коэффициент скоростной чувствительности  $m$  в сплавах в широком диапазоне скоростей слабо зависит от скорости деформации и составляет  $\sim 0.4 \div 0.45$ . Сплавы обнаруживают необычно продолжительную стадию деформационного упрочнения, которое продолжалось вплоть до деформаций  $\varepsilon_0 \sim 1.0 \div 1.5$ . Было обнаружено, что предельная деформация до разрушения пропорциональна деформации  $\varepsilon_0$ , соответствующей окончанию стадии упрочнения.

Для описания поведения сплавов в условиях ВССП предложена модель деформационного упрочнения. В основу модели положены представления развиваемой авторами теории неравновесных границ зерен. Показано, что причиной интенсивного упрочнения в условиях ВССП являются поля внутренних напряжений, создаваемых дефектами, накапливающимися на границах зерен при их взаимодействии с решеточными дислокациями, осуществляющими внутризеренную деформацию. Проведено подробное сопоставление модели с экспериментом.

*Авторы благодарят за поддержку РФФИ (грант 02-03-33043, 03-02-16923, МАС 03-03-06196), Минобразования РФ (грант Е02-4.0-131), а также Программу «Фундаментальные исследования в высшем образовании» (BRHE) и Научно-образовательный центр "Физика твердотельных наноструктур" (НОЦ ФТНС) ННГУ им.Н.И.Лобачевского.*

# ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Смирнова Е.С., Макаров И.М., Лопатин Ю.Г.

*Нижегородский государственный университет им.Н.И.Лобачевского*

Копылов В.И.

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

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

В работе представлены результаты теоретических и экспериментальных исследований термической стабильности структуры и свойств нано - и микрокристаллических (НМК) металлов и сплавов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП).

Описаны результаты исследований эволюции структуры и свойств НМК Cu, Ni и сплавов системы Cu-Cr-Zr, полученных РКУП с различным числом циклов (от 4 до 16).

Показано, что при температурах близких к температуре начала рекристаллизации (ТНР) процесс роста зерен в чистых НМК металлах носит аномальный характер – на фоне стабильной НМК матрицы существенно укрупняются лишь отдельные зерна. Показано, что в этих условиях функция распределения зерен по размерам является бимодальной, а объемная доля аномально растущих зерен экспоненциально нарастает со временем. Установлено, что энергия активации процесса аномального роста зерен в НМК металлах близка к энергии активации процесса зернограничной диффузии по неравновесным границам зерен (ГЗ).

Для описания эволюции структуры при отжиге НМК металлов предложена модель аномального роста зерен, позволяющая рассчитывать зависимость температуры начала рекристаллизации от времени и скорости нагрева, а также величины предварительной деформации. Описана кинетика роста зерен в НМК металлах, позволяющая объяснить экспоненциальную зависимость среднего размера зерна от времени изотермического отжига, а также зависимость скорости роста от температуры отжига и структурных параметров материала.

Экспериментально изучено влияние легирующих элементов и частиц второй фазы на термическую стабильность НМК медных сплавов Cu-Cr. Исследовано влияние малых добавок Cr на ТНР НМК бронз и термическую стабильность их механических свойств.

Показано, что процессы выделения и роста частиц второй фазы в НМК сплавах контролируются диффузией по ядрам дислокаций и неравновесным ГЗ.

Для описания этих процессов предложена модель распада твердого раствора в НМК сплавах. Описаны закономерности изменения объемной доли и размера выделяющихся частиц в зависимости от степени пересыщения твердого раствора, а также температуры и времени отжига. Описаны основные закономерности распада твердого раствора в случае гомогенного (выделение и рост частиц в объеме зерен) и гетерогенного механизмов (выделение и рост частиц на дислокациях и на ГЗ) как в условиях стабильной микроструктуры, так и в случае параллельного протекания процессов возврата и рекристаллизации.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты №02-03-33043, №03-02-16923, МАС 03-03-06196), Минобразования (грант № E02-4.0-131), а также Программы "Фундаментальные исследования в высшем образовании" (BRHE) и Научно-образовательного центра «Физика твердотельных наноструктур» Нижегородского государственного университета.*

## СКОРОСТНАЯ И МАСШТАБНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПАРАМЕТРОВ НЕУСТОЙЧИВОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНО- И МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ Al-2,7%Mg СПЛАВА

Головин Ю.И., Иволгин В.И., Лебедкин М.А.\*, Сергунин Д.А.

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

*\* Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московской области*

В последнее время повысился интерес к исследованию неустойчивой пластической деформации в Al-Mg сплавах методами нано- и микроиндентирования, где скачкообразное погружение индентора идентифицируется как эффект ПЛШ.

Целью настоящей работы было исследование скоростной зависимости кинетических характеристик регулярной стадии неустойчивого пластического течения в сплаве Al-2,7%Mg в микронных и субмикронных объемах при комнатной температуре непрерывным динамическим нано- и микроиндентированием в условиях  $\langle \dot{\epsilon} \rangle = \text{const}$  и сопоставление их с полученными в традиционном тесте (в режиме линейно нарастающей силы внедрения).

Измерения проводились на оригинальной установке, обеспечивавшей регистрацию динамики процесса нано- и микроиндентирования в режиме "мягкого" нагружения. С целью разделения влияния  $h$  и  $\langle \dot{\epsilon} \rangle$  на ПЛШ в дополнение к линейному (типовому) использовали режим нагружения с  $\langle \dot{\epsilon} \rangle = \text{const}$ , который формировали путем задания соответствующего закона изменения силы  $P(t)$ . В работе исследовали образцы сплава Al-2,7%Mg(-0,05%Si-0,02%Fe), их отжиг при температуре 450 °C проводили в течение 2 часов с последующей закалкой в воде.

При погружении индентора, начиная с некоторой глубины, возникает неустойчивое скачкообразное пластическое течение, которое проявляется на  $P-h$  диаграмме в виде ступенек. На основе анализа экспериментальных данных установлено, что если в качестве их меры выбрать  $\Delta h$  - скачкообразное увеличение глубины отпечатка,  $\Delta P$  - соответствующее ему приращение силы и  $\tau$  - время формирования ступеньки, то  $\Delta h = 0,5 \gamma h$ ,  $\Delta P = \gamma P$ ,  $\tau = 0,5 \gamma / \langle \dot{\epsilon} \rangle$ , где  $h$  и  $P$  – текущие значения глубины отпечатка и силы, приложенной к индентору, соответственно,  $\langle \dot{\epsilon} \rangle$  - усредненное значение скорости относительной деформации, а  $\gamma = \Delta H / H$  - коэффициент относительного упрочнения сплава по твердости в ступеньке.

На основании полученных результатов в работе показано, что в первом приближении на регулярной стадии неустойчивого пластического течения при нано- и микроиндентировании Al-2,7%Mg сплава, приращение глубины отпечатка между двумя последовательными релаксациями напряжения определяется только текущей глубиной отпечатка, а время между последовательными релаксациями - средней скоростью относительной деформации. Кроме того, установлено, что универсальной характеристикой неустойчивости является коэффициент  $\gamma$  относительного упрочнения сплава по твердости между последовательными релаксациями напряжения при скачкообразном деформировании микронных и субмикронных объемов.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 01-02-16573, № 01-02-16476 и № 01-02-16461) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр E02-3.4-263).*

## ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СВЕРХПЛАСТИЧНЫХ СПЛАВОВ АКУСТИЧЕСКИМИ МЕТОДАМИ

Грязнов М.Ю., Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н.

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

В работе проведены экспериментальные и теоретические исследования внутреннего трения в микрокристаллических (МК) сверхпластичных алюминиевых и магниевых сплавах. Объекты исследования: промышленные магниевые сплавы МА14, AZ91 и алюминиевый сплав 1575. В микрокристаллическом состоянии сплавы имели средний размер зерна 0.5-1 мкм. Микрокристаллическое состояние было получено по технологии равноканального углового прессования (РКУ-прессования). Образцы для исследований были предоставлены В.И.Копыловым (ФТИ НАНБ, Беларусь). Для измерения внутреннего трения в работе использовалась акустическая установка обратный крутильный маятник (герцовый диапазон частот). В работе исследована температурная зависимость внутреннего трения в режиме нагрева и охлаждения с постоянной скоростью в интервале температур 20 ÷ 450 °С.

Обнаружен пик на температурной зависимости внутреннего трения в МК сплавах МА14, AZ91 и 1575, отсутствующий в температурном спектре внутреннего трения аналогичных крупнокристаллических сплавов. Кроме того, для всех исследуемых МК сверхпластичных сплавов обнаружено, что пик внутреннего трения и максимум на зависимости удлинения до разрыва от температуры сверхпластической деформации совпадают по температуре. Показано, что метод внутреннего трения является весьма эффективным для определения оптимальных температурных режимов сверхпластической деформации микрокристаллических сплавов.

Предложена зернограничная модель внутреннего трения, позволяющая объяснить наблюдаемые в микрокристаллических сплавах аномалии внутреннего трения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (гранты №02-03-33043, №03-02-16923, МАС 03-0306196), Министерства образования (грант № Е02-4.0-131), а также при поддержке Программы "Фундаментальные исследования и высшее образование" (BRHE) и Научно-образовательного центра «Физика твердотельных наноструктур» Нижегородского государственного университета.*

## СТРУКТУРНЫЕ МЕХАНИЗМЫ ПОВЫШЕНИЯ КОНСТРУКТИВНОЙ ПРОЧНОСТИ МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ НА Fe-Ni-Co, Fe-Ni-Mo И Fe-Cr-Ni ОСНОВЕ

Гладковский С.В.

*УГТУ-УПИ, Екатеринбург, Россия,  
[gsv@mtf.ustu.ru](mailto:gsv@mtf.ustu.ru)*

Известно, что мартенситностареющие стали (МСС) различных систем легирования благодаря введению никеля, низкому содержанию углерода и минимальному количеству вредных примесей и неметаллических включений вследствие использования прогрессивных металлургических технологий характеризуются повышенным сопротивлением хрупкому разрушению. На основании изучения комплекса механических

свойств и характеристик трещиностойкости широкой группы МСС на Fe-Ni-Co, Fe-Ni-Mo и Fe-Cr-Ni основе с различной прочностью, химическим и фазовым составом выявлены случаи резкого снижения данных материалов хрупкому разрушению. Установлено, что все факторы, вызывающие падение характеристик трещиностойкости МСС, можно разделить на 3 группы: 1. Химический состав (избыточное легирование Al и Ti, наличие вредных примесей и др.); 2. Условия испытания (понижение температуры испытания, изменение ориентации фронта трещины); 3. Структурное состояние (размер аустенитного зерна, наличие зернограничных выделений, тип и морфология упрочняющих фаз). При этом вклад каждого из факторов в сопротивление хрупкому разрушению зависит от общего запаса вязкости стали. Например, в наибольшей степени влияние типа и морфологии интерметаллидных фаз на трещиностойкость проявляется при высокой энергоёмкости разрушения в области  $K_{Ic} > 70 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ . С позиций структурной механики разрушения проанализирован аномальный эффект повышения значений  $K_{Ic}$  для МСС после закалки с перегревом, вызывающим укрупнение аустенитного зерна. Для повышения конструктивной прочности, определяемой соотношением трещиностойкости ( $K_{Ic}$ ) и сопротивления пластической деформации ( $\sigma_{0,2}$ ), для сталей данного класса предложены комбинированные режимы упрочнения, включающие регламентированное введение в структуру небольшого количества деформационно-метастабильного аустенита в сочетании с интенсивным пластическим деформированием методом гидропрессования.

## ОСОБЕННОСТИ СВЕРХПЛАСТИЧНОГО ТЕЧЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ СПЛАВОВ

Мышляев М.М.<sup>1,2</sup>, Камалов М.М.<sup>1</sup>, Медведев А.С.<sup>1</sup>, Исаев В.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка

<sup>2</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва

Проведены исследования механического и структурного поведения наноструктурных цинкового и алюминиевых сплавов в широких интервалах температуры и скорости деформации. Наноструктурное состояние сплавов было сформировано их интенсивной пластической деформацией методами многократной прокатки и равноканального углового прессования. Для изучения сверхпластичного течения проведены механические испытания образцов на одноосное растяжение при постоянной скорости деформирования и при ползучести. Для исследования структуры и фазового состояния образцов использовали методы просвечивающей электронной микроскопии, сканирующей электронной микроскопии, включая дифракцию обратно рассеянного электронного пучка, и рентгеновского дифракционного анализа.

Полученные результаты и механизмы деформации обсуждаются с единых позиций. Показано, что реализация сверхпластичного течения сплавов требует выполнения структурно-кинетического принципа.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проекты № 01-02-16505 и № 03-02-16947).*

## ФОРМИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ КОМПЛЕКСНЫМ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ ЛЕГИРОВАНИЕМ

Мартусевич Е.В., Будовских Е.А., Сущенко Д.М., Токарев А.В.,  
Горюшкин В.Ф.

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

Импульсное воздействие на металлы плазменных пучков, сформированных при электрическом взрыве проводников, приводит к плавлению тонких поверхностных слоев и взаимодействию расплава с пароплазменными и конденсированными продуктами взрыва. В данной работе изучали микроструктуру и фазовый состав модифицированных легированием слоев на поверхности технически чистых титана, железа и инструментальных сталей X12M и P6M5, а также определяли их жаро- и абразивную износостойкость, микротвердость и стойкость против электрохимической коррозии. Электровзрывное легирование поверхности проводили одновременно двумя элементами – алюминием и бором и титаном и бором.

Для обработки поверхности использовали импульсный плазменный ускоритель, состоящий из коаксиальных электродов и компрессионной камеры с направляющим соплом. Взрываемый проводник в виде полоски металлической фольги с размещенной на ней навеской порошка аморфного бора закрепляли на торцах электродов и при разряде емкостного накопителя энергии установки продукты взрыва формировали в направленный пучок. Взаимодействие плазмы с поверхностью образца, которую располагали нормально по отношению к пучку, происходило в форвакуумной технологической камере. Режим обработки, обеспечивающий необходимые условия для осуществления процесса импульсного жидкофазного легирования задавали величиной зарядного напряжения емкостного накопителя энергии ускорителя, диаметра канала сопла и расстояния от его среза до образца. Поглощаемая плотность мощности при обработке достигала величины порядка  $10^5$  Вт/см<sup>2</sup>. Время импульса воздействия составляло 100 мкс. Изучение под световым микроскопом химически протравленных поперечных шлифов образцов после обработки показало, что толщина модифицированных легированием слоев достигала 30 – 40 мкм. Степень легирования и фазовый состав отличались однородностью по глубине вплоть до границы плавления. По данным рентгеноструктурного фазового анализа в поверхностных слоях присутствовали бориды TiB, FeB, Fe<sub>2</sub>B, а также неупорядоченные твердые растворы на основе железа. Микротвердость поверхности стали X12M увеличилась в 5 раз, а стали P6M5 – в 3 раза. Абразивный износ сталей после легирования при трении в паре с бесцветным электрокорундом, определенный по потере массы, уменьшился от 1,2 до 3 раз. Изучение высокотемпературного окисления сталей в атмосфере воздуха показало, что при температуре 800 °С жаростойкость бороалитированной стали X12M возросла более чем в 2 раза, а боротитанированной стали P6M5 – почти в 15 раз. Вместе с тем, легирование приводило к увеличению скорости коррозии в насыщенном водном растворе аспирина. Например, образцы стали X12M после обработки первые 200 ч выдержки в аспирине корродировали со скоростью примерно в 10 раз более высокой, чем образцы без обработки. Поведение стали P6M5 было аналогичным, с той лишь разницей, что показатель коррозии до обработки у нее был почти в 3 раза выше, а после обработки он увеличился в 4 раза.

## ОСОБЕННОСТИ ТЕКСТУРЫ МЕДНЫХ ПОКРЫТИЙ, СОСТОЯЩИХ ИЗ ПЕНТАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Перлович Ю.А.<sup>1</sup>, Исаенкова М.Г.<sup>1</sup>, Фесенко В.А.<sup>1</sup>, Викарчук А.А.<sup>2</sup>, Воленко А.П.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Московский инженерно – физический институт*

<sup>2</sup> *Тольяттинский государственный университет*

В последнее время появилась возможность создавать покрытия, состоящие из кристаллов, имеющих пятерную симметрию (рис.1). Показано, что такие кристаллы состоят из пяти секторов с ГЦК-решеткой, сходящихся в одном узле. Предполагается, что в центре пентагонального кристалла имеется частичная  $7^\circ$ -ная дисклинация, а на ней обрываются пять двойниковых границ [1]. Представляет научный и практический интерес исследование особенностей текстуры медных покрытий, состоящих из пентагональных кристаллов размером 20 – 30 мкм, полученных из серноокислого электролита. В качестве индифферентной подложки использовались текстурированные покрытия из нитрид титана, нанесенного на сталь. Для получения информации проводилась дифрактометрическая съемка профилей рентгеновских линий (hkl), соответствующих различным ориентациям ( $\psi$ ,  $\varphi$ ) отражающих плоскостей {hkl}. Строились обратные и прямые полюсные фигуры (ОПФ и ППФ), определялась ориентация кристаллов [2]. Увеличение плотности тока на два порядка (с 0,5 до 50  $\text{mA}/\text{cm}^2$ ) позволило получить структурные элементы в виде пентагональных кристаллов, пятилепестковых образований и дендритов, выросших из одного центра кристаллизации (рис.1).

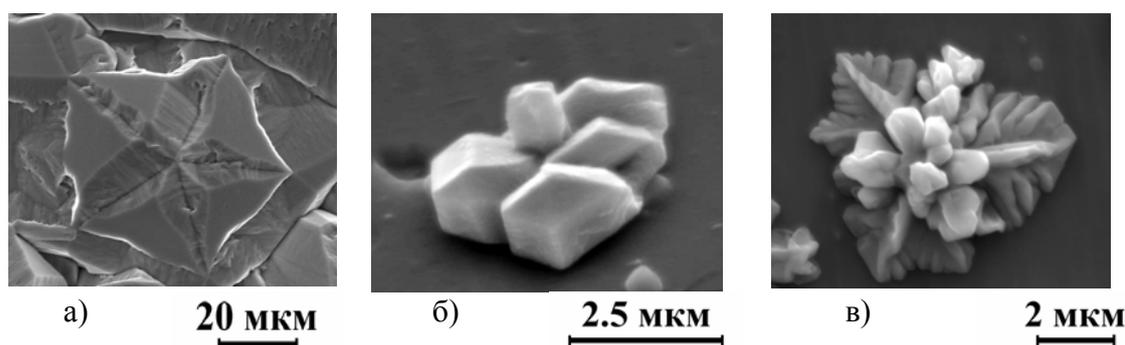


Рис.1 Морфология островков роста. Плотность тока,  $\text{mA}/\text{cm}^2$ :  
а) 0,5; б) 5; в) 50

Как известно [2], ОПФ и ППФ дополняют и коррелируют между собой. В частности, для покрытия, состоящего из сравнительно правильных пентагональных кристаллов (рис.1а), максимум на ОПФ (рис.2а) располагается вблизи полюса (011), а на ППФ (001) имеется угловой размер  $45^\circ$ , что в обратной решетке соответствует углу между нормальными  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 011 \rangle$ , т.е. для таких образцов характерно наличие аксиальной текстуры  $\langle 011 \rangle$ .

Для образцов, полученных при плотности тока 50  $\text{mA}/\text{cm}^2$ , в структуре которых преобладают образования в виде дендритов, выращенных с одного центра кристаллизации (рис.1в), ОПФ подобна построенной для образца (рис.1а) и свидетельствует о преобладающем вкладе в поверхность кристаллографической плоскости {011}, однако ППФ {011} для этих образцов резко отличаются (рис.2б и 2в). У образца (рис.1а) ППФ {001} представляет собой совокупность концентрических колец, тогда как у образца (рис.1в) это четыре попарно слившихся текстурных максимума (рис.2в).

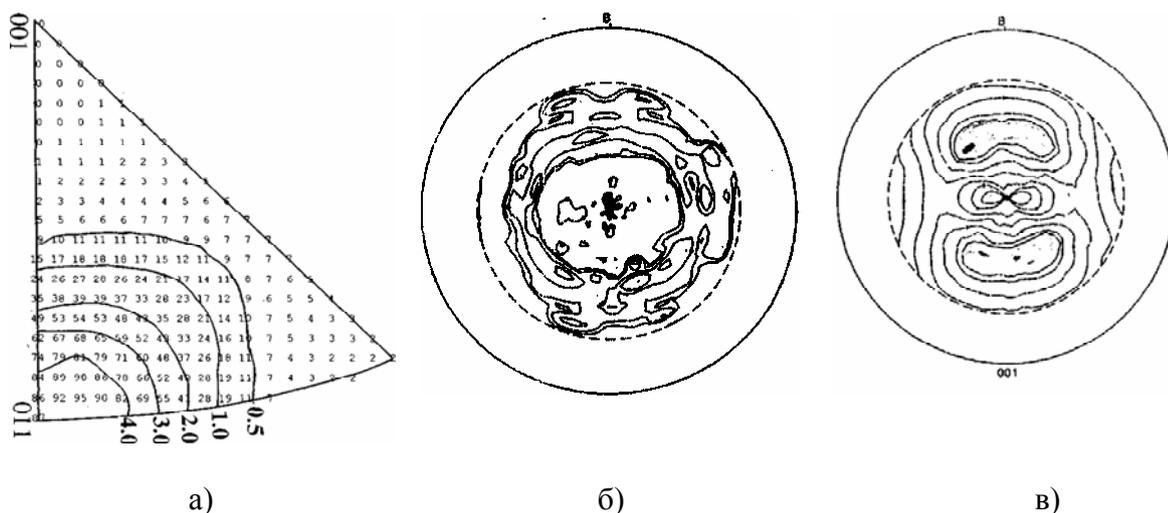


Рис.2 Полусные фигуры

Проведя индцирование текстурных компонент, находим, что покрытия с наибольшей вероятностью имеют ориентацию  $\{011\} \langle 111 \rangle$ . Это означает, что с плоскостью поверхности образца совпадает кристаллографическая плоскость  $\{110\}$ , а одним из выделенных направлений в этой плоскости является направление  $\langle 111 \rangle$ . Наличие в последних образцах ограниченной структуры однозначно свидетельствует о том, что процесс электроосаждения меди в этих случаях не является изотропным, а контролируется наличием каких-то дополнительных анизотропных факторов, например, преимущественного направления роста кристаллов. В большинстве образцов с промежуточным значением плотности тока (рис.1б) можно выделить как аксиальную составляющую, так и отдельные текстурные максимумы, явно не отвечающие симметрии аксиальной текстуры.

1. Викарчук А.А., Крылов А.Ю. //Труды 36 Международного семинара «Актуальные проблемы прочности». 2000. С. 458-462.
2. Perlovich Yu., Bukge H., Isaenkova M.//Textures and microstructures, 1997.- V.29.№3-4.- P.241-266.

## ВЕЙВЛЕТ – АНАЛИЗ ОСОБЕННОСТЕЙ ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНО- И МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ

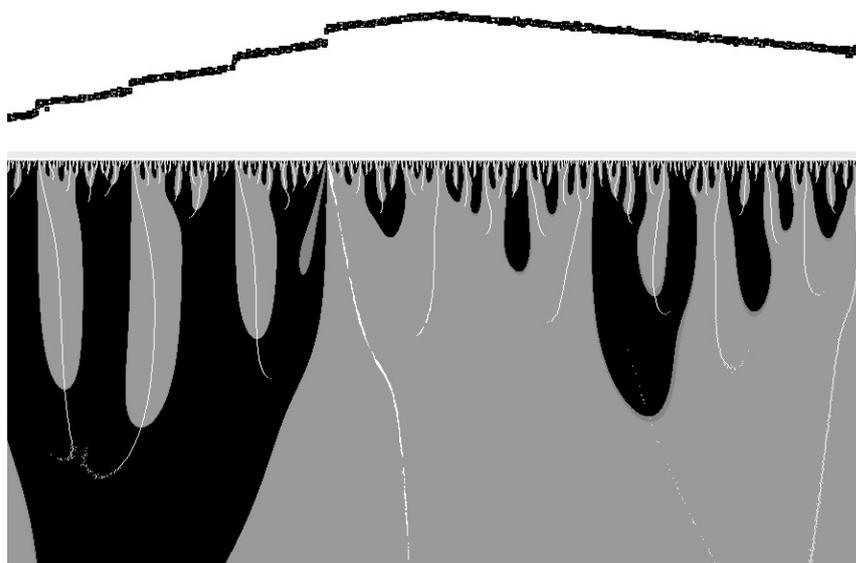
Головин Ю.И., Иволгин В.И., Власов А.А.

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

Как известно, методы математической обработки экспериментальных данных являются мощными средством исследования процессов сложной природы. Но их применение для изучения деформации, в частности, при динамическом нано- и микроиндентировании, сопряжено с определенными ограничениями, связанными с не стационарностью экспериментальных временных рядов. В последнее время в различных областях науки в подобных ситуациях все более широко применяется вейвлет-анализ, обладающий большими потенциальными возможностями по выявлению закономерностей и скрытых особенностей процесса. В настоящей работе сообщается о способах и результатах его применения для исследования P–h диаграмм аморфных объемных и Al-Mg сплавов.

Одна из сложностей его применения связана с тем, что этот метод является нейтральным по отношению к явлению, порождающему. В связи с этим требуется его исследуемый временной ряд. Определенная «привязка» к процессу и «калибровка». С этой целью была разработана библиотека примитивов, на основе которой можно создавать модельные ситуации, соответствующие данным эксперимента. Вариацией числовых параметров примитива (например, для элемента скачкообразной неустойчивости пластического течения – его амплитуды, скоростей «медленной» и «быстрой» фаз релаксации напряжения, глубины отпечатка и т. п.) и последующего анализа изменений характеристик визуального образа модели, определялась чувствительность метода к вариации тех или иных параметров.

Подобная калибровка метода позволяет эволюцию временного ряда сопоставлять с изменением определенных физических параметров. Так, например, вейвлетное преобразование экспериментальных данных на Рис.1 отчетливо указывает на наличие упругого скачкообразного восстановления отпечатка в аморфном сплаве при его разгрузке, которое практически невозможно диагностировать путем визуального изучения P-h диаграммы.



*Рис.1 Распределение фаз вейвлетного преобразования*

Высокая разрешающая способность метода позволяет решать разнообразные задачи анализа с высокой эффективностью, но одновременно требует соблюдения осторожности из-за влияния на результаты его работы паразитных эффектов квантования сигнала, наличия шума и т.п. В связи с этим целесообразно временной ряд испытывать искусственным искажением сигнала для определения чувствительности исследуемого параметра к данному виду искажений.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 01-02-16573) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр E02-3.4-263).*

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ Fe-Ni-P ПРИ РАЗНЫХ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРАХ, ХИМИЧЕСКОМ СОСТАВЕ И РЕЖИМАХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Семина А.П., \*Глезер А.М., Громов В.Е., Коновалов С.В., Коваленко В.В.

ГОУВПО «Сибирский государственный индустриальный университет»,  
Новокузнецк, Россия,

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

\*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им.

И.П.Бардина, Москва, Россия,

[glezer@imph.msk.ru](mailto:glezer@imph.msk.ru)

Структура и свойства аморфных сплавов существенным образом зависят от целого ряда факторов, сопровождающих закалку из расплава: от температуры расплава, величины избыточного давления, скорости вращения закалочного диска, природы материала, из которого он изготовлен, и от ряда других факторов. В связи с этим, в данной работе предпринята попытка установить влияние некоторых технологических параметров спиннингования и химического состава аморфных сплавов на механические свойства аморфных сплавов системы  $Fe_{82,5-x}Ni_xP_{17,5}$  ( $0 \leq x \leq 34$ ). Состав поликристаллических заготовок и полученных образцов аморфной ленты контролировался с помощью химического анализа. Аморфное состояние готовых лент контролировалось методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии.

В качестве основного метода механических испытаний в данной работе был выбран метод микротвердости, который оказался наиболее корректным для аморфных ленточных материалов. Измерения проводили по специальной методике на приборе ЕРІТІР-2 с переменной нагрузкой от 0,4 до 1,0Н в зависимости от толщины ленты для обеспечения достоверности результатов: диаметр отпечатка составлял не более 1/3 от толщины ленты (менее 10 мкм).

Установлено, что влияние параметров получения и химического состава при спиннинговании расплава на прочность и пластичность аморфных сплавов Fe-Ni-P связано, главным образом, с их влиянием на размер и характер распределения областей свободного объема, «замораживаемого» при закалке из расплава в аморфной матрице, на изменение корреляции (степени ближнего порядка) в расположении атомов, а также с возможными эффектами взаимодействия расплава с материалом тигля.

Исследованные сплавы Fe-Ni-P подвергались серии изотермических отжигов в вакууме в интервале температур  $(50-400)^{\circ}C$  в течение  $10^n$  часов ( $n=-2, -1, 0$  и  $1$ ). Для различной продолжительности отжига всех изученных трехкомпонентных сплавов получены зависимости  $HV = f(T_{отж})$ . Наблюдаются два четко выраженных пика: один при температуре отжига  $(50-150)^{\circ}C$  и другой - при  $(250-350)^{\circ}C$ . При этом первый, низкотемпературный пик  $HV$  смещается в область более высоких температур при снижении продолжительности отжига, что, свидетельствует о термоактивационной природе структурных процессов, лежащих в его основе. Зависимости  $HV$  от длительности отжига при постоянной температуре также имеют два четких максимума, при этом отмечается тенденция к насыщению для достаточно высоких температур  $(200-250)^{\circ}C$ . Значение  $HV$  в области максимумов заметно превышает значения  $HV$  как в исходном (закаленном), так и в кристаллическом (после отжига при высоких температурах) состояниях. Следовательно, термическая обработка по оптимальному режиму существенно упрочняет аморфные сплавы, не переводя их в кристаллическое состояние. Это имеет, несомненно, большое практическое значение.

## КРИСТАЛЛОГРАФИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Фавстов Ю.К.

*Самарский государственный технический университет*

Предложена простая и наглядная кристаллографическая модель мартенситного превращения в стали, соответствующая сдвиговой схеме Курдюмова и позволяющая определить все кристаллографические соотношения решеток аустенита и мартенсита, в том числе, соотношения Курдюмова – Закса, Нишияма и Генингера – Тротио.

Наглядность модели обусловлена тем, что автор использовал орторомбическую кристаллографическую модель элементарной ячейки, как для ГЦК, так и для ОЦК решеток. В качестве базовой плоскости (001) выбраны плоскости (100) для ОЦК и (111) для ГЦК решеток. Механизм мартенситного превращения соответствует теории Курдюмова и заключается в двойном сдвиге.

Первым видом сдвига, в результате которого закономерность расположения атомов, характеризующая ОЦК решетку, трансформируется в расположение, характерное для ГЦК решетки, является сдвиг с плоскостью габитуса (001) и направлением [010] на угол  $\psi = 19,5^\circ$ , что соответствует перемещению каждой плотноупакованной плоскости по отношению к соседней на  $1/6$  периода  $b$ .

Второй сдвиг, в результате которого расположение атомов в плоскости  $(110)_\alpha$  трансформируется в плотное гексагональное расположение  $(111)_\gamma$ , заключается в сдвиге с плоскостью габитуса  $(100)_0$  с плоскостью габитуса перпендикулярной базисной в направлении, близкому к  $[520]_0$ . Угол сдвига  $\psi = 10^\circ 32'$ .

Некоторые кристаллографические соотношения, полученные автором, показаны в таблице:

### Плоскостные соотношения при мартенситном ГЦК - ОЦК превращении

ОЦК-ГЦК	ОЦК-ГЦК
(101)    (111)	(112)    (220)
(10 $\bar{1}$ )    (1 $\bar{1}$ 1)	(11 $\bar{2}$ )    (2 $\bar{2}$ 0)
(011)    (11 $\bar{1}$ )	(1 $\bar{1}$ 2)    (022)
(0 $\bar{1}$ 1)    ( $\bar{1}$ 11)	( $\bar{1}$ 12)    (02 $\bar{2}$ )
(110)    (200)	(211)    (311)
(1 $\bar{1}$ 0)    (002)	( $\bar{2}$ 11)    (1 $\bar{1}$ 3)
(002)    (020)	(21 $\bar{1}$ )    (3 $\bar{1}$ 1)
(200)    (202)	(2 $\bar{1}$ 1)    (113)
(020)    (20 $\bar{2}$ )	(121)    (31 $\bar{1}$ )
	(1 $\bar{2}$ 1)    (1 $\bar{1}$ 3)
	(12 $\bar{1}$ )    ( $\bar{3}$ 11)
	( $\bar{1}$ 21)    (11 $\bar{3}$ )

## МАСШТАБНЫЕ УРОВНИ САМОСОГЛАСОВАНИЯ ДЕФОРМАЦИИ В ЗЕРНАХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ В УСЛОВИЯХ ВЫПОЛНИМОСТИ УРАВНЕНИЯ ХОЛЛА-ПЕТЧА

Елсукова Т.Ф., Панин В.Е.

*Институт физики прочности и материаловедения, СО РАН, Томск, Россия*  
[ispms@ispms.tomsk.su](mailto:ispms@ispms.tomsk.su)

Роль границ зерен в поведении нагруженного поликристалла изучают обычно путем исследования влияния величины зерна на сопротивление деформации, используя известное уравнение Холла-Петча. В литературе для объяснения этого уравнения предложен ряд теоретических моделей. Но все они основаны на рассмотрении только трансляционных мод деформации и не учитывают существование иерархии структурных уровней деформации в нагруженном поликристалле, отражающей органическую взаимосвязь и взаимосопряжение трансляционных и поворотных мод деформации.

В настоящей работе при растяжении в широком интервале температур поликристаллов свинца и сплавов на его основе исследованы механизмы пластического течения на различных структурных уровнях с обработкой кривых "напряжение-деформация" по уравнению Холла-Петча в традиционном представлении и в рамках представлений концепции структурных уровней деформации твердых тел.

В деформируемом поликристалле базовым механизмом деформации в отдельных зернах является первичное одиночное скольжение по схеме Закса. Связанное с ним сопротивление деформации представлено в уравнении Холла-Петча слагаемым  $\sigma_0$ . Сопровождающий одиночное скольжение материальный поворот обуславливает все остальные механизмы деформации как аккомодационные поворотные моды: множественное скольжение (аккомодационный материальный поворот), зернограницное проскальзывание, миграция границ зерен, фрагментация зерен на мезомасштабном уровне, возникновение локальных зон изгиба-кручения, эффекты экструзии-интрузии и др. (кристаллографические повороты).

Аккомодационные поворотные моды могут развиваться как во всем объеме деформирующегося зерна, так и в приграничных полосах локализованной деформации. Соответствующие вклады в сопротивление деформации поликристалла представлены в уравнении Холла-Петча слагаемыми  $K_1 d^{-1}$  и  $K_2 d^{-1/2}$ . В частных случаях может превалировать одно из указанных слагаемых.

В общем случае уравнение Холла-Петча имеет вид:

$$\sigma = \sigma_0 + K_1 d^{-1} + K_2 d^{-1/2}.$$

В зависимости от масштаба аккомодационных поворотных мод деформации параметр "d" может представлять: величину зерна в поликристалле, размер конгломератов самосогласованно деформирующихся зерен или размер субструктурных элементов внутри зерен, расстояние между двойниками деформации.

Особую роль в развитии аккомодационных поворотных мод деформации играет зернограницное проскальзывание. Оно определяет вид уравнения Холла-Петча и влияет на характер зависимости его параметров  $\sigma_0$  и K от внешних условий нагружения.

# МЕХАНИЗМЫ ГЕНЕРАЦИИ И АННИГИЛЯЦИИ ДЕФОРМАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ Г.Ц.К. МОНОКРИСТАЛЛОВ

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет  
Томск, Россия, [vir@mail.tomsknet.ru](mailto:vir@mail.tomsknet.ru)

Для выявления роли различных процессов генерации и аннигиляции линейных и точечных деформационных дефектов в деформационном упрочнении г.ц.к. монокристаллов и эволюции составляющих дефектной подсистемы проведен сравнительный анализ совокупности идеализаций реального деформируемого кристалла, содержащих определенные комбинации процессов деформации скольжения. Для единства подхода сформулирована базовая модель, которая включает все рассматриваемые процессы деформации скольжения, и на ее основе построено многообразие идеализаций реального деформируемого кристалла. Все модели генерации и аннигиляции деформационных дефектов получены на основе единых предположений о механизмах формирования зоны кристаллографического сдвига [1].

В зонах кристаллографического сдвига осуществляются основные процессы дефектообразования. В кристалле, кроме сдвигообразующих дислокаций, непосредственно связанных с формирующимися элементарными скольжениями, при образовании зоны сдвига образуются дислокации в дипольных конфигурациях и точечные дефекты – межузельные атомы и вакансии. Основными процессами аннигиляции сдвигообразующих дислокаций являются поперечное скольжение винтовых дислокаций и переползание дислокаций невинтовой ориентации при осаждении на их экстраплоскостях точечных дефектов. Аннигиляция деформационных точечных дефектов происходит в результате их осаждения на дислокациях и при их взаимодействии с деформационными и термодинамически равновесными точечными дефектами [1].

Основу математической модели составляют уравнения баланса деформационных дефектов - сдвигообразующих дислокаций, дислокаций в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, межузельных атомов и вакансий. Уравнение, связывающее скорость деформации, напряжение и плотность дислокаций, записано в предположении, что время формирования зоны сдвига определяется временем термоактивируемого продвижения дислокационного сегмента-источника до достижения критической конфигурации.

Расчеты проведены для монокристаллов меди и никеля, деформируемых с постоянной скоростью деформации. Рассмотрено пластическое поведение кристалла: 1) в отсутствие аннигиляционных процессов, 2) бездиффузионная деформация, 3) при аннигиляции винтовых дислокаций поперечным скольжением и невинтовых дислокаций переползанием за счёт осаждения межузельных атомов, 4) с учётом максимального вклада аннигиляционных процессов и ряд других идеализаций. Исследовано также влияние изменения различных параметров модели, характеризующих деформируемый материал, его дефектность и условия деформирования, на закономерности деформации скольжения. Отметим, что все параметры модели имеют ясный физический смысл, который и определял интервалы их варьирования.

1. Пуспешева С.И., Колупаева С. Н., Попов Л. Е. /Научные труды V Междунар. семинара «Современные проблемы прочности» 17-21 сентября 2001 г. Старая Русса: –Т. 1. – Новгород: НовГУ, 2001, – с.269-277.

# О МЕХАНИЗМЕ СДВИГОВОГО РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА И СПЛАВА ВТ-6, А ТАКЖЕ ОБЪЕМНЫХ И ЛЕНТОЧНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Бенгус В.З.<sup>1</sup>, Табачникова Е. Д.<sup>1</sup>, Хоменко С. Н.<sup>1</sup>, Нацик В.Д.<sup>1</sup>, Мишкуф Й.<sup>2</sup>, Чах К.<sup>2</sup>, Гундеров Д. В.<sup>3</sup>, Столяров В.В.<sup>3</sup>, Валиев Р.З.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Физико-технический институт низких температур НАНУ, Харьков, Украина  
[bengus@ilt.kharkov.ua](mailto:bengus@ilt.kharkov.ua)

<sup>2</sup>Институт Экспериментальной физики САН, Кошице, Словакия

<sup>3</sup>УГАТУ, Институт физики новых материалов, Уфа, Россия

При одноосном низкотемпературном квазистатическом сжатии образцов наноструктурного Тi и сплава ВТ-6, приготовленных интенсивной пластической деформацией путем равноканального углового прессования, и при низкотемпературном сжатии или растяжении объемных аморфных металлических сплавов, обнаружено явление вязкого сдвигового разрушения путем катастрофического соскальзывания одной части образца относительно другой.

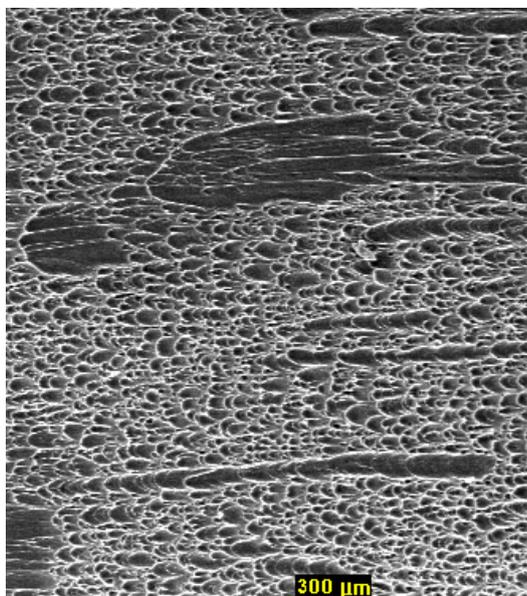


Рис. 1. «Венный» узор на поверхности сдвигового разрушения наноструктурного титана при 4,2 К.

Наблюдаются следующие характерные черты явления: поверхность сдвигового разрушения ориентирована под углом близким к  $45^{\circ}$  по отношению к оси деформации; на поверхности сдвигового разрушения наблюдается так называемый «венный» узор, подобный ранее известному для вязкого разрушения при растяжении аморфных сплавов (Рис. 1).

Такому виду разрушения сопутствует ряд общих физических особенностей: 1) высокое разрушающее напряжение  $\sigma_f$ , 2) образование полосы катастрофического сдвига,двигающейся с околосвуковой скоростью.

Приведенные данные позволяют заключить: микромеханизм сдвигового разрушения наноструктурного Тi и металлических стекол является сходным. «Венный» узор можно рассматривать как косвенное свидетельство чрезвычайного локального разогрева во время сдвигового разрушения по полосе катастрофического адиабатического сдвига. Микромеханизм сдвигового разрушения состоит в распространении сдвига зернограничными дислокациями в наноструктурном титане и их аналогами (дислокационноподобными дефектами), движущимися вдоль межкластерных границ в металлических стеклах [1].

Работа выполнена по программе ИИТАС (№ 01-0320).

1. 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.

# КОРРЕЛЯЦИЯ ХАРАКТЕРИСТИК СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ $\text{Fe}_{(80-x)}\text{Ni}_x\text{B}_{20}$ И КРИТИЧЕСКОГО НАПРЯЖЕНИЯ КАТАСТРОФИЧЕСКОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО СДВИГА

Бенгус В. З.<sup>1</sup>, Табачникова Е. Д.<sup>1</sup>, Циммерман А.<sup>2</sup>, Нейхойзер Х.<sup>2</sup>, Дугай П.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*Физ.-тех. Инст. низких температур НАН Украины, Харьков, Украина*  
[bengus@ilt.kharkov.ua](mailto:bengus@ilt.kharkov.ua)

<sup>2</sup>*Институт металлофизики и ядерной физики твердого тела,  
Технический университет Брауншвейга, Брауншвейг, Германия*

<sup>3</sup>*Институт физики САН, Братислава, Словакия*

Ленты металлических стекол  $\text{Fe}_{(80-x)}\text{Ni}_x\text{B}_{20}$  ( $x = 10, 20, 30, 40, 50, 60$ ) толщиной 30 мкм и шириной 10 мм получены в Институте физики САН закалкой струи расплава. Аморфное состояние проверено рентгенографически. При деформации лент растяжением измерено их критическое напряжение сдвига  $\sigma_f$  при 300 и 77 К. Наблюдение структурной релаксации проводили путем измерений модуля Юнга методом вибрирующей пластины.

Как при 300, так и при 77 К на концентрационных зависимостях  $\sigma_f$  наблюдается минимум  $\sigma_f$  при 40 ат.% Ni. Разрушение происходит путем возникновения катастрофического пластического сдвига. Отсюда следует, что минимум  $\sigma_f$  при  $x = 40$  ат.% Ni не связан с хрупким разрушением, а обусловлен низким сопротивлением пластическому сдвигу при составе  $x = 40$  ат.% Ni.

В рамках поликластерной модели аморфного состояния [1] этот минимум объясняется малой концентрацией совпадающих узлов на границах нанокластеров в металлических стеклах стехиометрических составов, обладающих высокой энергией связи на атом. Как показывает оценка, при стехиометрическом составе  $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{B}_{20}$  межкластерные границы содержат на 15% меньше совпадающих узлов, чем в близких нестехиометрических составах, что объясняет пониженное сопротивление низкотемпературному пластическому сдвигу этого стекла. В  $\text{Fe}_{40}\text{Ni}_{40}\text{B}_{20}$ , где отношение атомных концентраций Fe и Ni 1:1, предполагается локальное упорядочение атомов Fe и Ni в нанокластерах [2], обеспечивающее повышенную энергию связи на атом и пониженное сопротивление низкотемпературному пластическому сдвигу.

Концентрационные зависимости температур начала и конца структурной релаксации также обнаруживают минимумы при  $x = 40$  ат.% Ni. Существенным процессом структурной релаксации металлических стекол является релаксация внутренних напряжений, которая реализуется локальными пластическими сдвигами вдоль межкластерных границ и поэтому носит “пороговый характер”. Поэтому структурная релаксация происходит быстрее в стекле стехиометрического состава ( $x = 40$ ), где термоактивируемые локальные пластические сдвиги происходят при меньших напряжениях.

Это объясняет наблюдаемую корреляцию критических напряжений термо активируемого (при релаксации) и атермического (при низкотемпературном разрушении) сдвигов, которые при  $x = 40$  ат.% Ni имеют минимумы.

1. A. S. Bakai, Topics in Applied Physics, vol. 72, Glassy Metals III (eds. H.Beck and H.-J. Gunterodt) Springer, Berlin (1994) p. 209.
2. V. Z. Bengus, A. Zimmermann, E. D. Tabachnikova, H. Neuhaeuser, P. Duhaj, Mater. Sci. Eng. A, V.355 (2003), №1-2, P. 88-95.

# СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Носкова Н.И.

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

Приведены результаты приоритетных оригинальных исследований структуры, прочностных свойств и разрушения нанокристаллических металлов и сплавов, полученных способами интенсивной пластической деформации и нанокристаллизации аморфных сплавов. Методами высокоразрешающей просвечивающей электронной и растровой микроскопии, исследованиями деформации и разрушения методом “*in situ*” в колонне электронного просвечивающего микроскопа проанализированы структурные особенности, механизм пластической деформации и разрушения нанокристаллических материалов.

Диаграмма растяжения чистых нанокристаллических металлов в координатах “напряжение-деформация” отличается от диаграммы растяжения для обычных поликристаллов. Уменьшение размера зерна до десятков нанометров в нанокристаллических металлах и сплавах сопровождается ростом их прочности и твердости. В нанокристаллических сплавах обнаруживается примесное и дисперсионное упрочнение, изменяющее уровень деформационного упрочнения и температурную стабильность прочностных параметров.

Зависимость Холла-Петча в нанофазных сплавах, как и для чистых нанокристаллических металлов, выполняется не во всем интервале значений размера нанофаз. В большинстве случаев для сплавов с размером зерна от 10 нм и ниже закон Холла-Петча не выполняется, при этом коэффициент  $k$  может иметь отрицательное значение.

На основании результатов исследования деформации и разрушения ГЦК, ОЦК и ГПУ нанокристаллических материалов методом “*in situ*” можно, по-видимому, считать справедливым для всех кристаллических структур, что с уменьшением размера нанозерна в нанокристаллическом материале при деформации растяжением возникают ротационные моды, которые вследствие своей кооперативности приводят к развитию мезоскопических деформационных сдвигов, обнаруженных, главным образом, на межзеренных прослойках и сопровождающихся возникшими при этом микротрещинами. Результаты исследования разрушения нанокристаллических материалов методом «*in situ*» позволяют сделать заключение, что развитие микротрещины происходит по границам нанозерен.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ и Правительства Свердловской области - Р Урал № 02-02-96413*

## О СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В ТЕРМИЧЕСКИ УПРОЧНЕННЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ БРОНЗАХ

Фавстов Ю.К., Пугачева Т.М.

*Самарский государственный технический университет, Самара, Россия*

С использованием методики планируемого эксперимента изучали влияние параметров термической обработки (закалки и отпуска) на структуру и твердость доэвтектоидной алюминиевой бронзы, легированной железом и никелем. В эксперименте варьировали температуру закалки и отпуска, длительность отпуска, а также температуру и вид предшествующей термообработки. В сравнительном аспекте изучали влияние скорости охлаждения и кратности отпусков. Исследование фазового состава проводили рентгеновским методом на Дрон-3. Микроструктурный анализ проводили на микроскопе ММ-6 при увеличениях 500-1000 раз. Микротвердость структурных составляющих измеряли на приборе ПМТ-3 и по Кнуппу. Кинетику фазовых превращений анализировали по изменению демпфирующей способности, определяемой с помощью прибора внутреннего трения ИВТ-1 при свободном затухании крутильных колебаний, после нагрева до различных температур.

Установлено существенное влияние схемы и режимов термической обработки на структурные превращения и твердость алюминиевой бронзы. Оптимизация температурно-временных параметров процесса позволила повысить твердость в термически упрочненном состоянии до 39-41 НРС.

## ЭЛЕКТРОЕМКОСТНОЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ СТРУКТУРЫ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Джежора А.А., Рубаник В.В.

*Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь*

Композиционные материалы на основе полимеров находят все более широкое применение в судостроении, автомобилестроении, авиационной, космической технике. Внедрение новых материалов, требует развития методов и средств неразрушающего контроля готовых изделий и конструкций. Отбраковка изделий позволяет допускать к эксплуатации изделия только высокого качества и надежности. Учитывая, что большинство композиционных материалов обладает анизотропией, то в связи с этим вопрос разработки методов и средств контроля анизотропии приобретает особую актуальность. Для неразрушающего контроля диэлектрических свойств ортотропных полимерных материалов были использованы ленточные накладные измерительные конденсаторы (НИК). Секция многосекционной системы чередующихся электродов изображена на рис.1. Данная система электродов создает плоскопараллельное поле в плоскости ХОУ контролируемого материала и позволяет исследовать анизотропию диэлектрических свойств за счет поворота электродов относи-

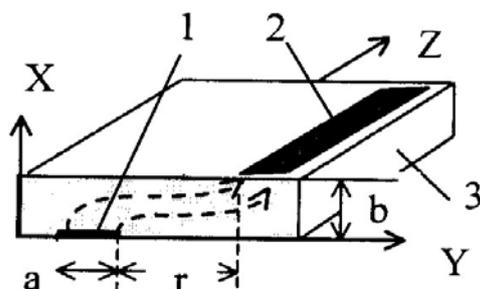


Рис. 1. Поле ленточных НИК.  
1, 2 – электроды; 3 - материал

во композиционных материалов обладает анизотропией, то в связи с этим вопрос разработки методов и средств контроля анизотропии приобретает особую актуальность. Для неразрушающего контроля диэлектрических свойств ортотропных полимерных материалов были использованы ленточные накладные измерительные конденсаторы (НИК). Секция многосекционной системы чередующихся электродов изображена на рис.1. Данная система электродов создает плоскопараллельное поле в плоскости ХОУ контролируемого материала и позволяет исследовать анизотропию диэлектрических свойств за счет поворота электродов относи-

тельно оси OZ. Значения констант тензора диэлектрической проницаемости  $\varepsilon_{ij}$  определяются отношением рабочих емкостей заполненного и незаполненного НИК.

На рис.2. показаны диаграммы анизотропии диэлектрической проницаемости для материалов барекс и винилизкожа. За направление  $0^0$  принято направление основы материала, когда линии напряжённости электрического поля идут вдоль оси Y. Из диаграмм видно, что между теоретическими и экспериментальными кривыми существует хорошее согласие.

Сопоставление результатов расчета методической погрешности для рассмотренных случаев с материалом барекс ( $\varepsilon_y = 5,10$ ,  $\varepsilon_x = \varepsilon_z = 4,91$ ) и винилизкожа ( $\varepsilon_y = 10,42$ ,  $\varepsilon_x = \varepsilon_z = 8,71$ ), с экспериментальной погрешностью показывает, что максимальная методическая погрешность определения констант тензора диэлектрической проницаемости составляет единицы процента и с уменьшением анизотропии диэлектрических свойств стремится к 0.

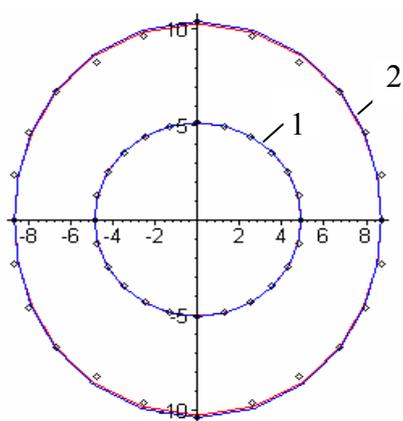


Рис. 2 Диаграммы анизотропии диэлектрической проницаемости:

1- барекс; 2 - винилизкожа.

— - методические значения;

---- - действительные значения;

\* - экспериментальные значения.

Таким образом, предложенный метод хорошо учитывает основные особенности работы ленточных накладных измерительных конденсаторов (НИК). Он позволяет определять анизотропию диэлектрических свойств, а следовательно и структуры не разрушая материал, осуществлять диагностику и прогнозирование прочностных свойств линейно-протяженных полимерных материалов.

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

## ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Джежора А.А., Рубаник В.В

*Витебский государственный технологический университет,*

*Институт технической акустики НАН Беларуси.*

[ita@vitebsk.by](mailto:ita@vitebsk.by)

В современной технике широкое применение находят изделия и конструкции, изготовленные из композиционных полимерных материалов, которые анизотропны и в большинстве случаев хорошо контролируются методами электроемкостного неразрушающего контроля. Для прогнозирования прочностных свойств материала барекс была использована взаимосвязь физических и механических свойств. Испытываемые на раз-

рыв образцы вырубались в направлении утка и имели вид полосок размером  $2 \times 18 \text{ см}^2$ . Вся область, подвергаемая деформации, сканировалась емкостными ленточными зеркально-симметричными НИК. В качестве информационного параметра служила рабочая емкость НИК. Это связано с тем, что в области малых толщин контролируемых образцов, (межэлектродный зазор  $r_s > b$ ), когда силовые линии напряженности идут вдоль оси ОХ (рис.1), рабочая емкость на единицу длины проходного преобразователя определяется выражением [1]:

$$C_x = \varepsilon_x \cdot \varepsilon_0 \cdot \pi \cdot b / (\sqrt{\varepsilon_x / \varepsilon_y} \cdot \ln 4 \cdot b + \pi \cdot r_s) \approx \varepsilon_x \cdot \varepsilon_0 \cdot \pi \cdot b / \pi \cdot r_s \quad (1)$$

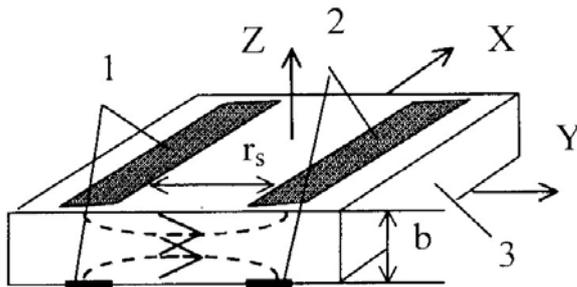


Рис.1. Схема ленточных зеркально-симметричных электродов НИК.  
1 и 2 – потенциальные электроды;  
3 - контролируемый материал.

Из (1) видно, что рабочая емкость прямо пропорциональна как  $\varepsilon_x$ , так и толщине  $b$  контролируемого образца и косвенно отражает число физических связей в сечении материала. В дальнейшем образцы подвергались деформации на разрывной машине “Frank”. При этом определялась предельная прочность, т.е. максимальное усилие, при котором происходил разрыв образца  $P_p$ , напряжение при разрыве  $\sigma_p$  и относительное удлинение при разрыве. После статистической обработки экспериментальных данных были получены корреляционные уравнения между

предельной прочностью  $P_p$ , напряжением при разрыве  $\sigma_p$ , относительным удлинением при разрыве  $\varepsilon_p$  и рабочей емкостью  $C_x$  проходного преобразователя, создающего поле в направлении деформации образца ОХ. Корреляционные уравнения для указанного материала имели вид:

$$P_p (\text{Н}) = - 792,78 + 308,35 \cdot C_x (\text{Пф}); \quad (2)$$

$$\sigma_p (\text{МПа}) = - 2,92 + 1,10 \cdot C_x (\text{Пф}); \quad (3)$$

$$\varepsilon_p = 290,0 - 66,48 \cdot C_x (\text{Пф}); \quad (4)$$

Средние относительные ошибки аппроксимации не превышали 0,08, наименьший коэффициент корреляции составил 0,90.

## МИКРОПОЛЯРНАЯ ТЕОРИЯ УПРУГИХ ТОНКИХ ПЛАСТИН

Саркисян С. О.

*Гюмрийский Государственный Педагогический Институт,  
Гюмри, Армения,  
[slusin@yahoo.com](mailto:slusin@yahoo.com)*

Глубокое изучение и детальное математическое описание механики явления, связанное с внутренним нецентральным взаимодействием частиц в твердых упругих телах (особенно имеющих микроструктуру), привели к обобщению классической математической модели теории упругости и созданию несимметричной (микрополярной, моментной) теории упругости.

Актуальна проблема построения таких математических моделей теории микрополярных упругих тонких стержней, пластин и оболочек, которые могли бы с достаточной математической строгостью адекватно отражать физическую сущность соответствующих трехмерных граничных задач, и которые были бы приемлемы для их вычислительной реализации.

В работе последовательно и целостно излагается асимптотическая теория микрополярных тонких пластин на основе единого подхода – асимптотического метода интегрирования уравнений пространственной задачи несимметричной теории упругости с независимыми полями перемещений и вращений. Излагается внутренний итерационный процесс и теория погранслоя. Выявлены полная картина и структура погранслоя. Доказано существование силовых и моментных погранслоев. Для каждого погранслоя построены функции типа погранслоя. Изучено взаимодействие внутренней задачи и погранслоев с целью удовлетворения на боковой поверхности пластинки трехмерных граничных условий асимптотической теории упругости. Показывается, что на каждом уровне асимптотического приближения в результате сращивания асимптотических разложений внутренней задачи и погранслоев осуществляется расчленение поставленных трехмерных граничных условий асимптотической теорий упругости на боковой поверхности пластинки между внутренней задачей и задачами погранслоев. При помощи полученных расчлененных граничных условий изучается механизм взаимного влияния между внутренней задачей и задачами погранслоев. В высоких асимптотических приближениях построена прикладная двумерная теория микрополярных упругих тонких пластин.

Задача изучается в вариационной постановке. На каждом уровне асимптотического приближения получены вариационные формулировки внутренней задачи и задач четырех типов погранслоев (симметричной и кососимметричной, силового и моментного погранслоев). Вариационным путем выявлены условия согласованности для сращивания асимптотических разложений, на основании которого на каждом асимптотическом уровне получены канонические граничные условия на боковой поверхности пластинки для внутренней задачи и для задач погранслоев.

Доказаны формулы типа обобщенной ортогональности в несимметричной теории упругости. Итерационный способ сопряжения асимптотических разложений осуществлен при первой, второй, и при двух смешанных трехмерных граничных условиях несимметричной теории упругости на боковой поверхности пластинки.

## ПУТИ ПОВЫШЕНИЯ НАДЕЖНОСТИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ЭЛЕКТРООСАЖДЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Сарафанова В.А.

*Тольяттинский государственный университет, Россия,*  
[fti@tltsu.ru](mailto:fti@tltsu.ru)

В электронной промышленности, в ряде отраслей машиностроения требуются электролитические покрытия, фольги и пленки, обладающие высокой прочностью и надежностью, хорошей пластичностью и термической стабильностью, т.е. материалы с наперед заданными свойствами. Согласно теориям, детально разработанным в материаловедении, управлять свойствами можно через структуру путем создания стабильных дислокационных конфигураций. В связи с этим, наибольший интерес для практики должны представлять электролитические покрытия, фольги на основе меди и никеля, имеющие уже в исходном состоянии развитую субзеренную структуру.

Электронно-микроскопические исследования показали, что зерна меди и никеля имеют сложное иерархическое строение: они состоят из более мелких объемных элементов: блоков, субзерен, фрагментов, полос переориентации и двойниковых прослоек. Эти структурные элементы отличаются по размеру, форме, но в большей степени, по типу, строению и природе границ, их разделяющих. Сам процесс электрокристаллизации, протекающий по слоевому механизму, способствует образованию субзеренных дислокационных границ, причем в виде нерегулярных, многослойных стенок и неравновесных сеток, имеющих углы разориентировки в интервале от  $0,1^\circ$  до  $10^\circ$ . Нами доказано, что практически все дислокационные субзеренные границы и их конфигурации, сформированные в процессе электрокристаллизации или последующего старения осадков, являются неравновесными, поэтому в температурных и силовых полях они разрушаются. Поэтому именно они ответственны за стабильность структуры и свойств электроосажденных ГЦК-металлов, имеющих развитую субзеренную структуру. Всестороннее изучение и комплексные исследования позволили предложить следующие пути повышения термической стабильности электроосажденных материалов:

- формирование путем варьирования технологических параметров покрытий с зернами, не имеющими субзеренной дислокационной структуры;
- подбор условий электроосаждения, обеспечивающих в покрытиях и пленках высокой концентрации двойников роста;
- закрепление субграниц частицами второй фазы;
- проведение термообработки, устраняющей неравновесные вакансии и нестабильные субграницы ростового происхождения;
- проведение полигонизационного отжига или отжига, устраняющего структурные несовершенства, формирующиеся при электрокристаллизации.

Например, отжиг никеля при  $900^\circ\text{C}$  в течение 2 часов полностью устранял дефекты ростового происхождения, способствовал формированию из дислокаций, вышедших из субграниц, регулярных плоских стенок, весьма устойчивых к воздействию температурных полей. Механические свойства отожженного электролитического никеля ничем не отличались от свойств никеля металлургического происхождения, прошедшего такую же термообработку.

## ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ОБРАЗОВАНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ СИСТЕМЫ Ti-Al ПРИ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Панин А.С., Нефедов С.А. \*, Петров А.Л., Шишковский И.В., Тарасова Е.Ю.

Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН, Самара, Россия, [anton@fian.smr.ru](mailto:anton@fian.smr.ru), [petrov@fian.smr.ru](mailto:petrov@fian.smr.ru)

\* Самарский государственный университет, Самара, Россия, [nef@ssu.samara.ru](mailto:nef@ssu.samara.ru)

Интерметаллиды системы Al-Ti, из-за их высокой прочности, малой плотности и высокой теплопроводности, являются перспективными материалами, которые используются при создании жаропрочных и радиационноустойчивых покрытий, а также как модифицирующие добавки для различных сплавов в машиностроении.

Технологические аспекты получения интерметаллидов TiAl, TiAl<sub>3</sub>, Ti<sub>3</sub>Al в условиях самораспространяющейся волны горения (методика СВС) изучены достаточно хорошо. Однако известно [1], что синтез возможен при иницировании и поддержании реакции в тонком слое исходной порошковой смеси лазерным излучением, что позволило использовать для синтеза интерметаллидов метод селективного лазерного спекания (СЛС). В сочетании с программируемым перемещением лазерного пучка это позволяет получать спеченные детали почти любой формы.

Была поставлена задача 1) получения спеченных композиций из порошков Ti и Al методом СЛС; 2) исследования условий синтеза и 3) качественного фазового анализа.

Порошки марок ПТОМ и АП-4 смешивались в стехиометрических составах 3Al + Ti, Al + Ti, Al + 3Ti, а также в мольном соотношении 2Al + Ti. Спекание происходило в условиях сканирования пучком многомодового лазера ЛТН-103 с длиной волны  $\lambda = 1,06$  мкм в среде аргона. Изменение мощности и диаметра пучка лазерного излучения позволяло варьировать плотность мощности в пределах  $q = 0,1 \div 4$  Вт/мм<sup>2</sup>.

Было установлено, что механически прочные спеченные образцы получают при  $q > 0,6$  Вт/мм<sup>2</sup>. При любой фокусировке пучка при этом не удавалось получить ровную поверхность образцов. При спекании композиций с повышенным содержанием алюминия на поверхности наблюдались сферические капли расплава. Образцы нестехиометрического состава 2Al + Ti спекались с ровной поверхностью при  $q = 0,8 \div 2,1$  Вт/мм<sup>2</sup>.

Качественный рентгеноструктурный анализ показал наличие в спеченных композициях как исходных компонентов (Ti и Al), так и их многочисленных соединений. Установлено наличие TiAl, Ti<sub>3</sub>Al, Ti<sub>8</sub>Al<sub>24</sub>, Ti<sub>2</sub>Al. При нарушении чистоты аргоновой атмосферы наблюдаются Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, TiO<sub>2</sub>, TiN.

Обсуждаются количественный фазовый анализ композиций, пористая структура образцов, некоторые механические свойства.

1. J.N. Wang, K. Xie. "Grain size refinement of TiAl alloy by rapid heat treatment". // Scripta materialia. Vol. 43. No 5, pp. 441-446, 2000.
2. G. Sattonnay, O. Dimitrov. "Long-range order relaxation and phase transformation in  $\gamma$ -TiAl alloys". // Acta materialia. Vol. 47. No 7, pp. 2077-2088. 1999.

# ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ КОМПОЗИТА $(Ti,Cr)B_2 - FeMn - FeV$ ПРИ ИЗМЕНЕНИИ ПРОЦЕНТНОГО СОДЕРЖАНИЯ БОРИДА

Попов П.В., Жога Л.В.

Волгоградская государственная архитектурно-строительная академия,  
Волгоград, Россия,  
[postmaster@vgasa.ru](mailto:postmaster@vgasa.ru)

Получение и исследование новых твердых высокоизносостойких БВТС является актуальной задачей современного материаловедения, вследствие относительно высокой стоимости и дефицитности вольфрама. В настоящей работе проведено исследование износостойкости композиции с содержанием тугоплавких частиц от 30 до 60%.

Испытания опытных материалов на абразивный износ проводились на установке МГСУ-ТМ. Размеры образцов 14x18x8 мм. Скорость износа определялась по разности высот ( $\Delta h$ ) образца до и после испытания, в течение 5 минут. Пористость, макротвердость определялись по стандартным методикам, долговечность по методике [1].

Согласно зависимости пористость – твердость, скорость износа – макротвердость (рис.1, а, б), значения пористости и скорости износостойкости уменьшаются с увеличением макротвердости, т.е. с уменьшением процентного содержания  $(Ti,Cr)B_2$ . Корреляция времени износа и долговечности при одном содержании  $(Ti,Cr)B_2$  (рис.2) показала увеличение долговечности образцов при уменьшении времени изнашивания.

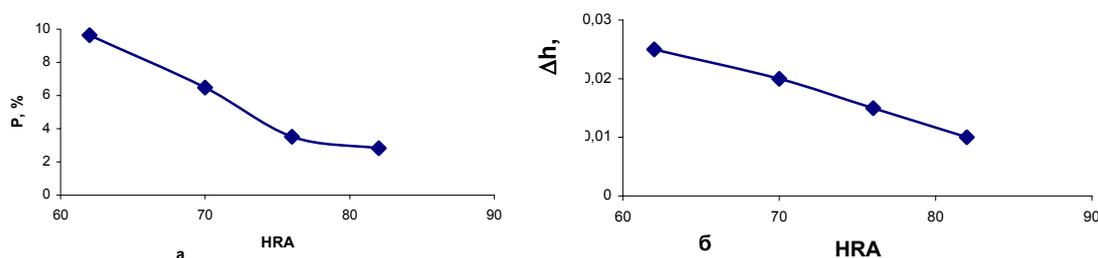


Рис. 1 Зависимость пористость (а), износостойкость (б) – макротвердость

Анализ приведенных зависимостей показал, что увеличение содержания боридов приводит к увеличению энергии активации разрушения и следовательно к увеличению долговечности образцов, которая коррелируется со скоростью изнашивания.

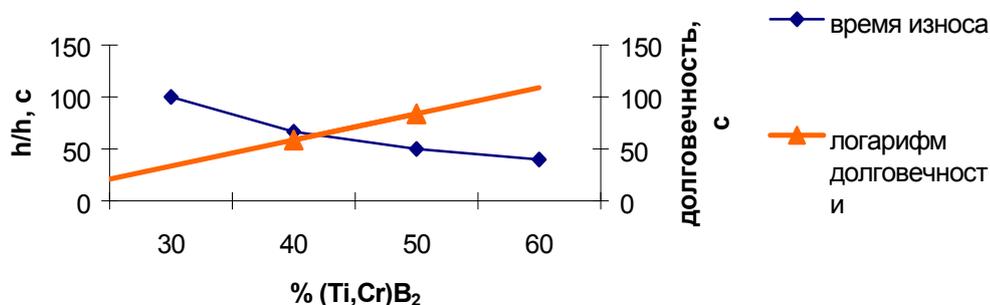


Рис.2. Зависимость скорости износа, долговечности от содержания  $(Ti,Cr)B_2$

1. Шпейзман В.В., Степанов В.А., Жога Л.В. Проблемы прочности и пластичности материалов. М.: Наука, 1979, с.43-55

# ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ В УСЛОВИЯХ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ПО ТЕПЛОВОМУ ИЗЛУЧЕНИЮ

Иванов А.М., Лукин Е.С.

*Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск, Россия  
a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru, lukinmail@iptpn.ysn.ru*

Интерес к проблеме изучения кинетики пластических деформаций конструкционных сталей в условиях концентрации напряжений, в частности, определяется тем, что знание закономерностей их поведения может быть использовано при оценке несущей способности элементов конструкций. Исследование кинетики пластических деформаций в зоне концентрации напряжений возможно как непосредственным измерением деформаций, так и по характеру изменения сопровождающих и отражающих динамику их развития явлений и процессов.

В настоящей работе исследование кинетики пластических деформаций проведено по характеристикам инфракрасного излучения, представленных в виде термограмм (тепловых карт) и графиков распределения температурных полей по поверхности плоских образцов с круговыми отверстиями в центре, изготовленных из пластин сталей 18Г2С и 10кп5, с применением тепловизора ТКВр-ИФП (Институт физики полупроводников СО РАН, Новосибирск).

Запись термограмм в режиме «термофильм» и анализ изменения температурного режима образца позволяет описать изменение деформированного состояния образца. В упругой области деформирования тепловое поле по поверхности образца относительно однородное (рис.1,а). Локальная текучесть, возникновение полос скольжения Чернова-Людерса сопровождаются появлением более светлых областей на термограммах (рис.1,б). В полосах сдвига температура выше, чем на остальной части образца. Продвижение полос скольжения интерпретируется распространением теплового фронта. Его наклон соответствует общепринятым представлениям. Анализ данных тепловизионных исследований показывает пластическое течение материала по опасному сечению образца, деформационное упрочнение, а также переход в пластическое состояние отдельных его частей. Появление утяжки материала проявляется повышением яркости инфракрасного излучения в области, примыкающей к контуру концентратора напряжений, на фоне тепловой картины, охватывающей зоны пластичности по ослабленному сечению (рис.1,в). При продвижении трещины пластическая зона локализуется в её вершине, где наблюдается наиболее интенсивное тепловыделение (рис.1,г). Описание динамики развития пластических зон, оценку их формы можно проводить также по графикам распределения температуры по поверхности образца.

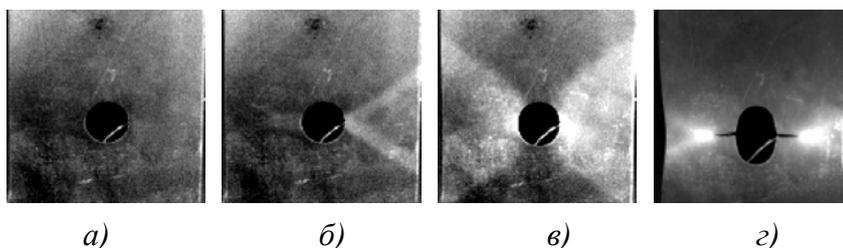


Рис.1. Термограммы плоского образца из стали 10кп5, с отверстием.

## МЕТОД КОЛИЧЕСТВЕННОГО АНАЛИЗА В РЕНТГЕНОВСКОЙ ДИФРАКТОМЕТРИИ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Тарасова Е.Ю., Нефедов С.А.\* , Петров А.Л.

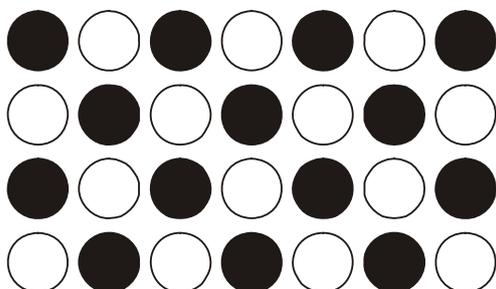
*Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН,  
Самара, Россия,*

[kat@fian.smr.ru](mailto:kat@fian.smr.ru), [petrov@fian.smr.ru](mailto:petrov@fian.smr.ru)

*\* Самарский государственный университет, Самара, Россия,  
[nef@ssu.samara.ru](mailto:nef@ssu.samara.ru)*

Из известных методов количественного рентгеновского анализа многофазных образцов метод внутреннего стандарта представляется наиболее приемлемым при исследовании, например, спеченных порошковых композиций. Необходимость вращения державки с образцом, наличие крупных и/или текстурированных фракций, неправильная форма образца накладывают существенные ограничения на геометрию размещения вещества стандарта.

В настоящей работе предлагается расчет параметров нанесения вещества стандарта на поверхность исследуемого образца методом вакуумного напыления через маску. Идея методики состоит в том, что при любом разумном размере щелей, форме образца и условиях вращения, освещаемая пучком поверхность должна иметь фиксированную долю площади, занятую веществом – стандартом. Маска для напыления изготавливается из металлической фольги методом лазерной маркировки. Рисунок маски формируется на основе квадратной матрицы окружностей диаметра  $D$  с расстоянием между центрами  $L_c \geq D$ .



*На рисунке слева приведен пример рисунка маски, черными кружками обозначены сквозные отверстия, через которые происходит напыление стандарта.*

Рисунок маски зависит от параметров пучка и структуры исследуемого материала. Кроме того, при выборе рисунка должно соблюдаться условие сравнимости по интенсивности линий образца и стандарта.

В работе предлагается алгоритм расчета рисунка маски, оценка погрешности измерения в зависимости от размеров отверстий и их взаимного расположения в маске. Проведен учет вариации размеров сечения рентгеновского пучка и параметров маски.

# МЕХАНИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ ПОРОШКОВ ДЛЯ АЛМАЗО-СОДЕРЖАЩИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ (АКМ) КАК МЕТОД ВОЗДЕЙСТВИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ МАТЕРИАЛА

Шляпин С.Д.

*МГИУ, г.Москва, Россия*

В настоящее время в качестве связок АКМ используют как порошки готовых сплавов, так и порошковые смеси. В порошковых смесях из-за необходимости относительно длительных выдержек при спекании успевают заметно вырасти зерно. К тому же всегда имеющая место неравномерность распределения легирующих добавок в смеси после смешения приводит к разнотерности и различию в фазовом составе по объему изделия.

В связи с этим в работе предложен и исследован еще один вариант формирования связки для АКМ — из механически легированных порошков системы медь-олово. Таким образом, открываются перспективы получения более мелкозернистой и равномерной по объему структуры, чем при традиционных способах формирования связок.

Для проверки сделанных предположений порошковые смеси М1 и М2 (20 и 12% масс олова и меди соответственно) подвергли обработке в планетарной мельнице на воздухе в присутствии твердосплавных шаров в течение различного времени. Диаметр шаров (8-10мм) и их соотношение по массе к смеси (10:1) выбрано согласно имеющимся публикациям. В связи с тем, что задача полной гомогенизации сплава не ставилась, и исходя из соображений производственной целесообразности время смешения варьировали от 2 до 5 часов.

Отличительной особенностью кривых ДТА порошков после механического легирования в течение 5 часов является наличие лишь едва заметного пика плавления олова и практически полное отсутствие экзотермических эффектов. Грубая оценка количества оставшегося свободного олова по площадям пиков позволяет заключить, что оно составляет не более 10% от имевшегося первоначально.

При более высоких температурах кривые ДТА механически легированных порошков совпадают с кривыми, полученными с исходных смесей. Это совпадение свидетельствует о том, что в результате предлагаемой обработки не происходит существенного изменения химического состава сплава.

Таким образом, методом ДТА и исследованиями прессуемости доказано, что обработка исходных заводских смесей по выбранным режимам приводит к механическому легированию в системе медь-олово и целесообразны дальнейшие исследования по созданию на основе полученных порошков алмазосодержащих композиционных материалов.

## **Секция 3**

# **Новые материалы и технологии для автомобилестроения**

# **ВЛИЯНИЕ ОСНОВНЫХ ТЕНДЕНЦИЙ В РАЗРАБОТКАХ И ПРИМЕНЕНИИ МАТЕРИАЛОВ В АВТОМОБИЛЬНОЙ ПРОМЫШЛЕННОСТИ НА ПЕРСПЕКТИВЫ ТЕХНИЧЕСКОГО РАЗВИТИЯ В ОАО «АВТОВАЗ»**

Триндюк Л.М.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», Тольятти, Россия*  
[ic@dd.vaz.tlt.ru](mailto:ic@dd.vaz.tlt.ru); [tlm@dd.vaz.tlt.ru](mailto:tlm@dd.vaz.tlt.ru)

Проведенный анализ изменений, происходящих в последнее время в конструкциях, технологиях и материалах в мировом автомобилестроении, а также собственный опыт показывают, что наиболее оптимальной остается концепция постепенного внедрения новых материалов и технологий в конструкцию автомобиля.

Выбор материалов происходит, исходя из следующих основных требований к современному легковому автомобилю: (1) безопасность в эксплуатации (надежность), прежде всего, пассивная; (2) экологическая безопасность; (3) максимальная утилизация в конце службы (рисайклинг); (4) длительный срок службы (долговечность); (5) высокие потребительские качества. Причем первые три фактора в настоящее время играют все большую роль в связи с принятием новых законодательных мер.

Зная или имея перспективные разработки в той или иной области, с учетом экономической целесообразности, можно своевременно предлагать их поузловое внедрение в конструкцию автомобиля без нарушения и приостановки всего производственного цикла, то есть, сохраняя конкурентоспособность при наименьших материальных затратах.

На основании этого в докладе представлены наиболее приемлемые для ОАО «АВТОВАЗ» варианты внедрения новых материалов и технологий в производство основных узлов автомобиля.

Показаны перспективы применения в кузове автомобиля сталей повышенной прочности и с эффектом упрочнения после штамповки при сушке; возможности использования лазерной сварки деталей из листовой стали различного качества; целесообразности применения навесных деталей из алюминиевых сплавов. Рассмотрены перспективы использования новых композиционных материалов для шумоизоляции кузова. Представлены положительная тенденция увеличения доли оцинкованных сталей и актуальные вопросы повышения коррозионной стойкости различных элементов кузова.

Рассмотрены тенденции применения, внедрения и оптимизации технологий и материалов для производства деталей и узлов двигателя и трансмиссии.

Представлены направления внедрения в ОАО «АВТОВАЗ» порошковых спеченных материалов; использования лакокрасочных материалов и технологий окраски кузовов; повышения качества остекления легкового автомобиля; применения полимерных и обивочных материалов.

Также рассмотрены некоторые актуальные и перспективные направления, по которым ведутся оригинальные разработки. В том числе это работы по повышению надежности и долговечности деталей КПП и двигателя, расширению области применения алюминиевых сплавов и новых технологий упрочнения рабочих поверхностей деталей (различные виды покрытий, химико-термическая обработка, поверхностное упрочнение с применением механической обработки).

## **ОСНОВНЫЕ ЗАДАЧИ И ПЕРСПЕКТИВНЫЕ РАЗРАБОТКИ В ОБЛАСТИ ПОВЫШЕНИЯ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ, РЕШАЕМЫЕ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИМ ЦЕНТРОМ В ОАО «АВТОВАЗ»**

Триндюк Л.М., Полунин В.И., Криштал М.М.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», Тольятти, Россия*  
[ic@dd.vaz.tlt.ru](mailto:ic@dd.vaz.tlt.ru); [tlm@dd.vaz.tlt.ru](mailto:tlm@dd.vaz.tlt.ru)

Начиная с основания в 1987 г. Исследовательского центра (ИЦ), нами ведутся работы по подбору и разработке новых, а также по оптимизации существующих материалов и технологий для деталей двигателя, ходовой части, трансмиссии, кузова, смазочным и полимерным материалам. Большое внимание уделяется разработкам материалов пар трения газораспределительного механизма и цилиндра-поршневой группы. Это стержни клапанов, седла, направляющие втулки, новые покрытия для поршневых колец и решения проблемы износа верхней поршневой канавки. Решаются проблемы негерметичности и повышения износостойкости чугуновых блоков цилиндров. Ведутся работы по алюминий-кремниевым сплавам, в том числе, для оптимизации поршневых материалов, материала головки блока цилиндров. Проводятся исследования по разработке материалов и покрытий для негильзованного алюминиевого блока цилиндров. Ведется комплексная работа, направленная на улучшение эксплуатационных свойств тормозных дисков и колодок, в том числе, повышению их износостойкости. Внедрено ряд мероприятий и продолжают работы по повышению износостойкости колец блокирующего синхронизатора. Большие работы проводятся по повышению коррозионной стойкости кузовных деталей. Постоянно ведутся работы по внедрению новых полимерных, горюче-смазочных материалов и СОЖ, в том числе с учетом растущих требований в области экологии.

С 1998 ИЦ аккредитован на компетентность в области проведения испытаний в Системе аккредитации аналитических лабораторий при ГОССТАНДАРТе РФ, а в 2001 г., в составе Дирекции технического развития, прошел сертификацию ЮТАК на проектирование автомобиля. Таким образом, в ИЦ постоянно повышается качество выполняемых работ. Материальной базой для этого является непрерывно совершенствуемый и развиваемый парк исследовательского, испытательного и технологического оборудования. Только за последние несколько лет внедрены в эксплуатацию ряд уникальных зарубежных установок для спектрального, в том числе послойного, анализа материалов; электронный микроскоп с микроспектроанализаторами; собственными силами разработан и создан комплекс испытательного оборудования для экспрессоценок износных и фрикционных свойств материалов. Также эффективно работают комплекс оборудования для механических испытаний, уникальная коррозионная камера, технологические участки сварки, напыления, мехаобработки и др.

В целом ИЦ ведет широкую гамму работ по автомобильным материалам и технологиям. При этом решаются как текущие производственные задачи, связанные с необходимостью корректировки действующих технологий или с организацией входного контроля при замене поставщика, так и принципиально новые задачи, в том числе задачи далекой перспективы.

Мы прекрасно понимаем, что, только постоянно наращивая базу положительных решений по материалам и технологиям сегодня, мы сможем обеспечить реализацию новых конструкторских решений завтра.

# СНИЖЕНИЕ РИСКА РАЗРУШЕНИЯ ТРУБОПРОВОДОВ ПОРШНЕВЫХ КОМПРЕССОРОВ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВИБРАЦИИ ПУТЕМ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ГАСИТЕЛЕЙ ПУЛЬСАЦИЙ

Васильев А.В.

*Тольяттинский государственный университет, Россия,*  
[avassil@infopac.ru](mailto:avassil@infopac.ru)

Вибрация, превышающая допустимые значения, может явиться причиной разрушения соединений трубопроводов и аппаратов, нарушения герметичности уплотнений, и пр., что в условиях действующего производства может привести к самым серьезным последствиям. Исследования показывают, что высокие значения вибрации поршневых компрессоров, вызывающие их разрушение, наблюдаются преимущественно в диапазоне низких частот, и эффективно снизить вибрацию можно путём использования буферных емкостей (гасителей пульсаций), [1, 2]. Одним из наиболее изученных и широко используемых типов гасителей пульсации давления является пустотелый камерный гаситель, или буферная емкость. Объем, конструкция и место установки емкости в системе выбираются таким образом, чтобы, сдвинув спектр собственных частот колебаний давления газа, не допустить возникновения резонансных колебаний. Уменьшение амплитуды давления в системе происходит также за счет рассеивания энергии колебаний на возбуждение массы газа в объеме гасителя.

Комбинированный гаситель состоит из ряда расширительных камер, сообщающихся между собой посредством прямолинейных труб. Он является фильтром, характеризующимся четко дискретным спектром частот пропускания и гашения. Каждая из расширительных камер работает и как буферная емкость.

Плоская диафрагма – это гаситель пульсаций давления, создающий в системе дополнительное сосредоточенное активное сопротивление, величина которого определяется амплитудой динамической скорости. Поэтому максимальный эффект будет получен при установке диафрагмы в узле давления с максимальной динамической скоростью.

Принцип действия резонансных гасителей основан на том, что при совпадении собственной частоты гасителя с одной из частот, генерируемых компрессором, происходит обмен колебательной энергией между гасителем и потоком газа, что приводит к уменьшению амплитуд колебаний газа на этой частоте. Такие гасители выполняются в виде расширительной камеры, внутри которой проходит основной трубопровод, соединяющийся с камерой рядом радиальных отверстий.

Размеры стандартных конструкций гасителей довольно велики, и их трудно установить в производственном помещении. Автором в соавторстве разработана конструкция компактного пустотелого гасителя пульсаций, имеющего податливые стенки, [1]. Для практического использования разработанной конструкции гасителя существенными критериями являются удельная масса (поверхностная плотность) материала, из которого выполнены податливые стенки, и суммарная поверхностная площадь податливых стенок. Эффективность будет увеличиваться с ростом суммарной площади податливых стенок емкости.

1. Васильев А.В., Старобинский Р.Н. и др. Гаситель колебаний давления системы всасывания поршневой машины. Авторское свидетельство СССР N 1789748 А 1, БИ N3, 1993.
2. Видякин Ю.А., Кондратьева Т.Ф., Петрова Ф.П., Платонов А.Г. Колебания и вибрации в поршневых компрессорах. Л., Машиностроение, 1972. 224 с.

# СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ, ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОДУГОВОЙ СВАРКОЙ ПОД СЛОЕМ ФЛЮСА И ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ СВАРКОЙ

Платонов С.Ю., Масаков В.В., Выбойщик Л.М.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

*ОАО «ВНИИТнефть», Самара, Россия*

[merson@infopac.ru](mailto:merson@infopac.ru)

Электродуговая сварка под слоем флюса и сварки ТВЧ являются конкурирующими процессами, обеспечивающими высокие свойства сварного соединения. Нами проведены сравнительные испытания структуры и свойств труб, сваренных этими методами из стали 09ГСФ, предназначенной для обеспечения высокой хладостойкости и коррозионной стойкости под напряжением в условиях агрессивных сероводородосодержащих средах.

Результаты механических и коррозионных испытаний приведены в табл. 1 и 2. Ударная вязкость сварного соединения для труб, сваренных ТВЧ и электродуговой сваркой под слоем флюса соответственно составляют:  $KCV^{-40} = 13,2$ ,  $KCV^{-60} = 10,4 \text{ кгсм/см}^2$  и  $KCV^{-40} = 4,0$ ,  $KCV^{-60} = 4,4 \text{ кгсм/см}^2$ .

Видно, что по показателям пластичности, ударной вязкости и коррозионной стойкости трубы, сваренные высокочастотной сваркой, намного превосходят трубы, сваренные электродуговой сваркой под слоем флюса. Учитывая, что материальные затраты на сварку ТВЧ меньше чем на электродуговую, основной вывод работы о целесообразности использования сварки ТВЧ для труб, с высокими требованиями по ударной вязкости и коррозионной стойкости, является очевидным.

Таблица 1. Механические свойства металла электросварных труб из стали 09ГСФ

№ п/п	№ плавки	Место вырезки	Механические свойства продольных образцов			Механические свойства продольных образцов после выдержки в H <sub>2</sub> S содержащей среде			Степень потери пластичности, ξ %
			$\sigma_b$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_t$ , кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	$\sigma_b$ , кгс/мм <sup>2</sup>	$\sigma_t$ , кгс/мм <sup>2</sup>	δ, %	
1.	316689	Осн. металл	56,6	51,9	27,1	48,3	42,5	25,8	5 30
		Сварной шов	58,3	52,3	24,4	59,2	56,7	17,2	
2.	306055	Осн. металл	57,3	49,3	26,6	58,5	48,8	18,3	31 70
		Сварной шов	57,9	49,6	18,0	53,2	50,2	5,3	

1. Сварка методом ТВЧ.
2. Электродуговой сваркой под слоем флюса.

Таблица 1. Результаты испытаний металла электросварных труб из стали 09ГСФ на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН) и стойкость к водородному растрескиванию (ВР)

№ п/п	№ плавки	Место вырезки	Метод «А»		Метод «Д»			ВР	
			Размеры образцов, мм	$\sigma_{th}$ , %	Размеры обр, мм	Толщина. раб части, мм	Kissc, МПа м <sup>1/2</sup>	CLR, %	CTR, %
1	316689	Осн. металл Сварной шов	∅ 5×25	$\frac{75}{75}$	100×25,4×6,35	3,81	43,4±5,0	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$
2	316689	Осн. металл Сварной шов	∅ 5×25	$\frac{70}{70}$	100×25,4×6,35	3,81	$\frac{43,4±3,1}{40,7}$	$\frac{0}{0}$	$\frac{0}{0}$

- 1.Сварка методом ТВЧ
- 2.Электродуговой сваркой под слоем флюса.

## МАТЕРИАЛЫ, ПРИМЕНЯЕМЫЕ В АВТОМОБИЛЕ И ИХ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТЬ И ДОЛГОВЕЧНОСТЬ

Тихонов А.К.

ОАО «АВТОВАЗ», Тольятти, Россия,  
[paym@dd.vaz.tlt.ru](mailto:paym@dd.vaz.tlt.ru)

При изготовлении легкового автомобиля применяется более 5,5 тысяч материалов.

Основным материалом является металл. Он составляет 85-90% от веса автомобиля. В последние 20 лет произошел значительный скачок применения пластмасс. Так, на автомобиль 2101 мы использовали 26 кг, а на 2110 - около 100 кг [ 1 ].

Мировые прогнозы показывают, что сталь остается основным материалом для производства кузова, особенно в условиях стран, где температура колеблется от + 50 до - 50°С, когда необходима гарантированность сохранения прочности кузова.

Высокие требования к механическим свойствам сталей обусловлены укрупнением деталей при штамповке при требовании увеличения прочности кузова. Например: цельноштампованная боковина кузова автомобилей ВАЗ, автоматические линии штамповки и сварки кузова роботами. Малейшее отклонение от геометрии, связанной, допустим, с пружинением, приведет к несовместимости деталей, поэтому введены стали ОСВ, а также и ВОСВ (весьма особо сложной вытяжки), где  $\sigma_{02} \geq 175 \text{ Н/мм}^2$ , а  $\delta_4 \geq 40\%$  и IF-стали, имеющие высокие пластичные свойства, а также высокопрочные стали с  $\sigma_b$  до 700-800 Н/мм<sup>2</sup>.

Основными требованиями, предъявляемыми к кузовным деталям, являются: штампуемость, свариваемость, коррозионная стойкость и окрашиваемость.

Наилучшими характеристиками обладают листовые стали, покрытые цинк-железом и электроцинком. Это связано с применением сталей типа IF и освоением

мелкокристаллического покрытия цинка с частичной диффузией железа с Zn при отжиге, способностью лучше свариваться и лучшей адгезией к лакокрасочным покрытиям.

Мировая тенденция основана на применении более 80% высокопрочных сталей, покрытых цинком, увеличении прочности на кузове, более чем в 1,5 раза, и кручение - в 2 раза. Кроме этого, на кузове более 18 м лазерной сварки.

Таблица 1. Сравнительных показателей антикоррозионных покрытий различных типов

Тип покрытия	Штампуемость		Свариваемость	Окрашиваемость «мокрая адгезия»	Коррозионная стойкость		
	Основа	Покрытие			Неокрашенная	Окрашенная	
						Косметическая коррозия	Сквозная коррозия
ГОЦ	8 +	9	4	4 - 6	8	8	8
ЭОЦ	10	10	6	4 - 6	7	8	8 - 9
ZnFe	10	10	6	7 - 9	-	9	9
Zn	10	10	8	4 - 6	7 - 8	6	4 - 5
ZnM	9	3	3	7 - 8	5	5	4 - 5

10+ - отлично, 2 - плохо

### Алюминий

Американские прогнозы, что до 2000 г будет применяться до 20% алюминиевых сплавов, не оправдались, и они составили 3,5-5 %.

Сейчас в мире известно более 20 марок алюминиевых сплавов, предназначенных специально для деталей кузова. Здесь нужны другие подходы. В частности, штампы для алюминиевых сплавов должны обеспечивать радиусы закругления более двух толщин листа. Требуются специальные смазки или покрытия листов пленкой ПВХ толщиной 60-80 мкм, которая выполняет роль смазки, чтобы при высоких пружинящих свойствах сплавов выдержать геометрию детали, во многих случаях нужна дополнительная фланцовка и т.д. Основное направление - это применение тиксоформовки и алюминиево-магниевого сплавов.

### Конструкционные стали

В 30-50 гг применялись стали типа 12Х2Н4А, где никеля было до 4%. Эта сталь требовала двойной закалки и низких скоростей резания; в 70-80 гг - экономнолегированные 20ХГНМ. В этих сталях никеля было уже менее 1%. Сейчас применяют экономнолегированные микролегированные стали типа 16MnCr5 менее 0,3%. При этом требования к сталям по чистоте неметаллических включений, бальности зерна, прокаливаемости ужесточились для уменьшения деформации, увеличения скоростей резания и требований уменьшения шума при работе автомобиля.

Кардинальным способом улучшения прочности, пластичности и обрабатываемости стали является применение чистой стали, микролегированной серой и алюминием, с ограничением верхнего и нижнего предела, выплавляемых на ОЭМК. Это измельчает зерно, регулирует прокаливаемость, ломает стружку и улучшает условия резания, а главное, очищает сталь от возможности образования микротрещин, что значительно увеличивает усталостную прочность.[2]

Аналогичная ситуация происходит и со среднеуглеродистой сталью АЦ 40ХГАФБ, вместо 40ХГНМ, где очистка и введение микролегирования вольфрамом и ниобием позволило уменьшить критические скорости охлаждения, отказаться от термообработки после кузнечной обработки, и внедрить ряд деталей, в том числе, шатун. Пример применения поршневого пальца, корпусов внутреннего шарнира методом ХОШ вместо резания.

Борсодержащие стали (0,001-0,003% В) имеют высокую технологическую пластичность, прокаливаемость и порог хладноломкости на 30-50°С ниже, чем углеродистые стали, применяемые для изготовления крепежных деталей методом ХОШ. Сталь 20Г2Р класса прочности 8,8; 30Г1Р класса прочности 10,9 гарантировано обеспечивают твердость 22-32HRC при отпуске в интервале температур 425-500°С. При этих температурах гарантируется отсутствие отпускной хрупкости.

Такие стали значительно сокращают трудовые и энергетические затраты при металлургическом переделе; сокращается кузнечная переработка, операции резания, которые составляют более 70% по трудоемкости на машиностроительных заводах; значительно сокращается применение смазочно-охлаждающей жидкости (СОЖ). По всему переделу от металлургов до машиностроителей улучшается экология. Стали гарантируют возможность применения пластической деформации вместо резания. Это - дополнительное увеличение прочности.

Чугун продолжает применяться в производстве автомобиля. Применение высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ВЧ) и серого (СЧ) с повышенными механическими свойствами осуществлено для базовых деталей двигателя.

Для литого распредвала был создан чугун с вермикулярным графитом (ВЧВГ) на базе высокопрочного чугуна. При этом использовано модифицирование применяемыми в технологии обработки чугуна никельмагниевоцериевыми или ферросиликомагниевыми лигатурами. Применение чугуна с вермикулярным графитом возможно и на блоке.

### **Полимерные материалы**

Наиболее массовыми по объему применения в автомобиле полимерами являются полиуретан, полипропилен, поливинилхлорид, АБС-пластик, полиамид, полиэтилен. Помимо традиционных набивок сидений, ППУ применяется для бамперов, обивок потолка, обивок дверей и боковин, рулевого колеса, буферов сжатия, (всего 45,99 кг на автомобиль). Бампер ВАЗ 2110 изготавливается из морозостойкого полпропилена, обивки дверей и боковины - из древеснонаполненного ПП типа "ПОЛИВУД" [3].

Применен модифицированный ПП, в том числе, для бамперов и панелей приборов; использованы ПВХ-пластикаты для изготовления декоративных элементов интерьера и экстерьера, АБС-пластик, более теплостойкий, с модификацией поликарбонатом, полифениленоксидом и т.д.

Применяемые в настоящее время материалы имеют защитные свойства в 5-7 раз более высокие, чем у материалов, применяемых в 70-е годы на ВАЗе, за счет внедрения катафорезного грунта и расширения применения покрытых эмалей на полиэфирной основе и двухслойных металлизированных эмалей.

1. Тихонов А.К. АВТОВАЗ и его работы по материалов в 21 веке / «Теория и практика технологии производства изделий из композиционных материалов и новых металлических сплавов в 21 веке» Москва 2001 С. 713 – 717.
2. Гуляев А.П. Чистая сталь. – М.: Машиностроение, 1982
3. Юхнович А.Ю., Яхненко В.А., и др. Развитие применение и потребление пластмасс на АВТОВАЗе- Сборник Материалы в автомобилестроении Тольятти, 1998 С. 50-51.

## ОЦЕНКА ЗНАЧЕНИЯ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ПО СТРУКТУРЕ ФЕРРИТО-ПЕРЛИТНЫХ СТАЛЕЙ

Выбойщик М.А., Марченко Л.Г.

*Тольяттинский Государственный университет, Тольятти, Россия*

*Трубная металлургическая компания, Москва, Россия*

[merson@infopac.ru](mailto:merson@infopac.ru)

Проведенный анализ многочисленных работ по оценке изменения  $\sigma_{0,2}$  от параметров структуры позволяет заключить, что наиболее достоверной является зависимость  $\sigma_{0,2} = f(l^{-1/2})$ , где  $l$  – расстояние между препятствиями на пути движения дислокаций (границы зерен и субзерен, цементитные пластины, выделения других фаз и т.д.).

На основе этих представлений значения  $\sigma_{0,2}$  для феррито-перлитных сталей может быть выражено в следующем виде:

$$\sigma_{(0,2)} = \sigma_0 + Q_{\phi} (K_{\phi,z} l_{\phi,z}^{-1/2} + K_{\phi,сб} l_{\phi,сб}^{-1/2}) + Q_{\pi} (K_{\pi,z} l_{\pi,z}^{-1/2} + K_{\pi,сб} l_{\pi,сб}^{-1/2}) + K_{\phi,y} l_{m,ч}^{-1/2}, \quad (1)$$

где  $\sigma_0$  – напряжение сопротивления движению дислокаций в ферритной или перлитной структуре,  $Q_{\phi}$  и  $Q_{\pi}$  – объемная доля феррита и перлита,  $l_{\phi,z}$ ,  $l_{\phi,сб}$ ,  $l_{\pi,z}$ ,  $l_{\pi,сб}$  – размер зерен и субзерен в феррите и перлите,  $l_{m,р}$  и  $l_{m,ч}$  – расстояние между цементитными пластинами и фазовыми частицами и  $K_{\phi,z}$ ,  $K_{\phi,сб}$ ,  $K_{\pi,z}$ ,  $K_{\pi,сб}$ ,  $K_{m,р}$  и  $K_{\phi,y}$  – коэффициенты, определяющие «интенсивность» каждого из видов препятствий.

Основной трудностью в решении поставленной задачи является определение многочисленных коэффициентов, определяющих вклад в упрочнение отдельных структурных составляющих. Нахождение коэффициентов стало возможным на основе проведенных ранее многочисленных работ, обобщенных в рефератах [1-4], по отработке режимов термомеханической и термической обработки труб из мало и среднеуглеродистых сталей и соответствующей оценки связей структуры и свойств. Уникальный набор режимов по температуре, величине деформации и скоростям охлаждения в процессе и после деформации позволил получить широкое изменение таких параметров структуры, как размер зерен и субзерен, формы цементитных пластин и расстояний между цементитными пластинами в перлите. В некоторых экспериментах изменялся только один из перечисленных параметров, что позволило выделить вклад отдельных структурных составляющих и, соответственно, привести уравнение (1) к виду:

$$\sigma_{0,2} = Q_{\phi} (220 + 330 l_{\phi,z}^{-1/2} + 100 l_{\phi,сб}^{-1/2}) + Q_{\pi} (270 + 330 l_{\pi,z}^{-1/2} + 100 l_{\pi,сб}^{-1/2} + 50 l_{m,р}^{-1/2}) + K_{\phi,y} l_{m,r}^{-1/2} \quad (2)$$

где  $\sigma_{0,2}$  выражено в МПа, расстояние между препятствиями в мкм.

Проведенный анализ используется для перевода классической исследовательской схемы (режимы-структура-свойства) на уровень алгоритма, используемого для управления прокатного производства горячекатаных труб.

1. Марченко Л.Г. Структурные факторы упрочнения и технология термомеханической обработки насосно-компрессорных труб: Автореферат дис.канд.техн.наук.- Тольятти, 2001 – 20 с.
2. Грехов А.И. Термомеханическая обработка труб из малоуглеродистых сталей в линии прокатки: Автореферат дис.канд.техн. наук. – Тольятти, 2002-23 с.
3. Жукова С.Ю. Термомеханическая и термическая обработка труб из малоуглеродистых и низколегированных сталей: Автореферат дис.канд.техн. наук – Тольятти, 2002-23 с.
4. Усов В.А. Методы ускоренного охлаждения для термического и термомеханического упрочнения труб: Автореферат дис. Канд.техн. наук – Тольятти, 2002 – 23 с

## ДЕФЕКТЫ СТРУКТУРЫ УПРОЧНЯЮЩИХ ПОКРЫТИЙ И ТЕХНОЛОГИИ ИХ УСТРАНЕНИЯ

Гончаров В.С., Гончаров М.В.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

Качество покрытий определяется конкретной технологией и применяемым оборудованием в зависимости от назначения. При всем многообразии методов нанесения покрытий и их свойств, главным критерием их качества являются адгезионные свойства.

При высокотемпературных режимах эксплуатации различных видов покрытий развивающиеся диффузионные процессы оказывают существенное влияние на развитие дефектов структуры и ресурс изделий в целом. При проектировании сложных композиционных материалов и покрытий лимитирующим фактором их ресурса является физико-химическое взаимодействия компонентов [1].

Для анализа кинетики высокотемпературной повреждаемости в работе проведены детальные исследования диффузионных процессов в бинарных и многокомпонентных системах с получением основных параметров диффузии, характеризующих локальные потоки компонентов покрытия и основы [2].

Исследовано образование дефектов кристаллической решетки при диффузии компонентов покрытия и основы в поле градиента концентрации и напряжений в широком температурно-временном интервале эксплуатации.

Выполнен анализ структурных повреждений, характерных для различных восстанавливающих и упрочняющих технологий, и разработаны методы их устранения в процессе высокотемпературной эксплуатации. Разработанная комплексная, комбинированная технология получения качественных покрытий при значительном сокращении времени позволяет достигнуть свойств поверхности, намного превышающих свойства отдельных технологий [3]. При этом в комплексной технологии заложен принцип саморегулирования и самовосстановления эксплуатационных свойств с получением специальных свойств, возможно, противоположных, таких как твердость и пластичность, фрикционные и антифрикционные, металлические и керамические свойства, что и предопределяет высокий ресурс изделий эксплуатируемых в сложных, нестационарных температурно-силовых условиях.

1. Криштал М.А., Гончаров В.С., Штейн Л.М. Исследование процессов массопереноса в композитах с диффузионной связью. Физика и химия обработки металлов и сплавов, 1979г., №6, с.129-132.
2. Гончаров В.С., Данилов В.А., Гончаров М.В., Федоров А.В. Уточненный расчет на ЭВМ коэффициентов диффузии в защитных покрытиях, Вестник, №1, ТГУ, Тольятти, 2002г. с.68-70.
3. Гончаров В.С. Оборудование и технология получения структурно-совершенных диффузионных и плазменных покрытий. В кн.: Пленки и покрытия 2001: Труды 6-й Международной конференции <<Пленки и покрытия 2001>> СПбГТУ, 2001г. с.33-41.

## СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ ЖАРСТОЙКИХ КЕРАМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Гончаров В.С., Темнова Н.Р., Гончаров М.В.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

Жаропрочные сплавы надежно работают при высоких температурах и знакопеременных нагрузках только при наличии высокоэффективных конструкционных, жаростойких покрытий. Металлические защитные покрытия, получаемые алитированием, хромоалитированием, и многокомпонентные во многом исчерпали свой ресурс при возросшей температуре эксплуатации [1,2].

Внедрение высокотемпературных керамических покрытий сдерживается технологией их нанесения и существенным различием свойств с металлической подложкой. Некоторым решением вопроса явилось введение в защитные покрытия активных РЗМ типа Y, La, и т.д., образующих устойчивые химические соединения с кислородом.

В представленной работе найдены решения совмещения прочностных, металлических свойств подложки с керамическим покрытием типа шпинели, формированием промежуточных, подпитывающих металлокерамических слоев переменного состава. Данное жаростойкое керамическое покрытие формируется при ионно-плазменной и магнетронной технологии напыления металлических компонентов Cr, Y, Zr с плавным изменением концентрации дозированного кислорода, до образования на поверхности керамики  $YCrO_3$  толщиной до 10 мкм. При такой технологии в результате сложной пазмо-химической реакции, формируется структура с плавным изменением прочностных и защитных свойств.

Отмечается, что образующееся керамическое покрытие  $YCrO_3$  имеет до 20% исходных металлических компонентов. Окончательное формирование керамического покрытия возможно как в результате дополнительного укрепляющего и формирующего отжига, так и в результате высокотемпературной эксплуатации в ГТД. Важную роль в повышении ресурса керамических покрытий играет металлический подслои Cr, Y, Zr, который в процессе длительной эксплуатации подвержен воздействию кислорода с образованием устойчивого химического соединения  $YCrO_3$ , по причине наличия в керамическом покрытии проникающих дефектов структуры. Таким образом, разработанная технология позволяет получать самовосстанавливающиеся в процессе эксплуатации керамические покрытия с эффектом заживления дефектов структуры и исключают охрупчивающее газонасыщение при работе ГТД. Жесткие условия термоциклических испытаний показали увеличение ресурса работы деталей ГТД при температуре  $1300^0$  С в 25 раз выше, в сравнении с деталями без покрытия [3].

1. Коломыцев П.Т. Жаростойкие диффузионные покрытия. –М.: Металлургия, 1979. – 272 с.
2. Исследования диффузионных процессов в системе жаростойкое покрытие – металл основы в условиях эксплуатации и прогнозирования работоспособности покрытий: Отчет по НИР /МВ и ССО РСФСР, ТолПИ; тема № 207806, этап №9. – Тольятти, 1981. – 257 с.
3. Покрытие А: Отчет по НИР (заключит.) / ГК РСФСР по делам науки и высшей школы, ТолПИ; тема №207528. – Тольятти, 1990. – 238 с.

## ИССЛЕДОВАНИЕ РЕЗЕРВА ПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПОВЕРХНОСТНО-ПЛАСТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ ДЕТАЛЕЙ МАШИН

Мерсон Д.Л., Бобровский Н.М., Тимофеев С.А

Тольяттинский государственный университет,  
[stim@avtograd.ru](mailto:stim@avtograd.ru)

Все большее применение в машиностроении при обработке деталей машин находит поверхностное пластическое деформирование, целью которого является образование определенной макро- и микрогеометрической формы и создание в поверхностном слое в результате накатки оптимального напряженного состояния.

Настоящая работа посвящена выявлению зависимости между шероховатостью поверхности обрабатываемой детали  $Ra$ , давлением в контакте (инструмент-деталь)  $P$  и числом циклов нагружения  $N$ .

Исследования проводили на специальном накатном станке (33.003.012.32). В качестве смазывающе-охлаждающей жидкости использовалось масло РЖ-8. Накатыванию подвергались сальниковые шейки ряда коленчатых валов, изготовленных из высокопрочного чугуна ВЧ 75-50-03, после операции "окончательное шлифование". Накатывание производили специальными накатными головками, ролики которых изготовлены из стали ШХ8 (HRC 62...64). Замеры шероховатости производились на производственном измерительном оборудовании – Perthometr pmk DWRU-L SIOD.

Результаты исследований были обработаны с помощью математического пакета MathCAD, который позволил отойти от привычной схемы проведения многофакторного эксперимента. Встроенная функция многомерной регрессии позволила рассчитать коэффициенты квадратного уравнения, приближающего "облако" исходных точек (значений  $Ra$ ) с наименьшей среднеквадратичной погрешностью к теоретическим выводам.

Для  $\varnothing 28$  мм:

$$Ra(P,N) = 2,986 \cdot 10^{-7} \cdot P^2 + 2,285 \cdot 10^{-7} \cdot N^2 + 5,208 \cdot 10^{-7} \cdot P \cdot N - 1,385 \cdot 10^{-3} \cdot P - 1,385 \cdot 10^{-3} \cdot N + 1,75;$$

Для  $\varnothing 70$  мм:

$$Ra(P,N) = 2,061 \cdot 10^{-7} \cdot P^2 + 2,828 \cdot 10^{-7} \cdot N^2 + 4,865 \cdot 10^{-7} \cdot P \cdot N - 1,137 \cdot 10^{-3} \cdot P - 1,229 \cdot 10^{-3} \cdot N + 1,62.$$

Согласно выявленным зависимостям, уменьшение параметра шероховатости  $Ra$  с увеличением удельного давления и числа циклов нагружения обрабатываемой детали происходит только до определенного момента, после которого наблюдается резкий всплеск шероховатости. Последнее можно объяснить исчерпанием резерва пластичности обрабатываемого материала в поверхностном слое.

Для уменьшения громоздкости экспериментальной базы и повышения надежности информации было предложено определять момент исчерпания резерва пластичности, а, следовательно, и момент повторного роста шероховатости с помощью метода акустической эмиссии, который является наиболее перспективным *in situ* методом для контроля изменения структурного состояния материала под нагрузкой.

## ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ ПРИМЕСИ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

Резникова Н.П.

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия,  
[nellyrez@infopac.ru](mailto:nellyrez@infopac.ru)

Перераспределение концентрации примеси в поверхностном слое, независимо от вида модифицирующего воздействия, происходит диффузионным путем. При облучении в плазме тлеющего разряда скорость распыления поверхности и разброс ионов по длинам пробега малы, поэтому для описания перераспределения примеси в процессе облучения можно использовать более простое уравнение диффузии с граничным условием, учитывающим постоянство потока в отсутствии примесей.

Рассчитанное таким образом распределение азота при облучении чугуна в плазме тлеющего разряда при температуре облучения  $T_{об}=550^{\circ}\text{C}$ , времени облучения  $\tau=2\cdot 10^3\text{с}$ , плотности потока  $\varphi=10^{18}$  ион/см<sup>2</sup>с и коэффициенте диффузии  $D=2\cdot 10^{-8}$  см<sup>2</sup>/с позволяет отметить, что диффузионная длина значительно больше длин пробегов. Зона влияния простирается на глубину 200 мкм и существенным образом зависит от температуры. При облучении на ускорителе без подогрева температура мишени составляет 100-150°C. Поскольку зависимость коэффициента диффузии от температуры носит экспоненциальный характер, то снижение температуры по сравнению с облучением в плазме тлеющего разряда на 400-450°C снижает коэффициент диффузии на несколько порядков. В связи с этим распределение примесей носит характер близкий к  $\delta$ -функции. В узком слое порядка длинны пробега концентрация выше, чем в случае облучения в тлеющем разряде, но глубина диффузии значительно меньше.

Кроме изменений в химическом составе поверхностных слоев за счет имплантации примеси, происходит перераспределение элементов самой матрицы. Поскольку эти элементы обладают различной массой и энергиями связи, то происходит их неодинаковое распыление. Более легкие элементы, например, углерод, распыляются интенсивнее. Распыленные элементы попадают в межэлектродное пространство, ионизируются (часть из них может остаться нейтралами), ускоряются и вновь приходят на мишень. При распылении они уходят только из включений, а при возврате попадают во включения и в матрицу.

Следует заметить, что наибольший вклад в процессы перераспределения вносят те элементы, которые существенно легче матрицы и концентрация которых значительна. Зависимость, определяющая изменение концентрации от времени имеет вид

$$C_{1M} = \frac{\varphi S \Omega}{D} \cdot \sqrt[3]{\frac{6}{\pi}} \left( \frac{\tilde{K}}{1 + \frac{\rho_1}{\rho_2} \cdot \left(\frac{1}{x} - 1\right)} \right)^{-2/3} \left( 2\sqrt{\frac{Dt}{\pi}} \cdot \exp\left[-\frac{z^2}{4Dt}\right] - z \cdot \operatorname{erfc} \frac{z}{\sqrt{4Dt}} \right)$$

Рассмотрим случай растворения включений, состоящих из разных элементов, например, перераспределение карбидов, нитридов и т.п. Обогащение поверхностных слоев включения тяжелой компонентой происходит за счет ухода легкой компоненты.

## ВЫБОР МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЛЕГКОВЫХ АВТОМОБИЛЕЙ В КОНЦЕПЦИИ ПОЛНОГО ЖИЗНЕННОГО ЦИКЛА

Петров Р.Л.

*Исследовательский центр АО "АВТОВАЗ", Тольятти, Россия,  
[pva@dd.vaz.tlt.ru](mailto:pva@dd.vaz.tlt.ru)*

Анализ современных тенденций мирового автомобилестроения показывает, что на ведущих фирмах находят широкое применение концепция анализа полного жизненного цикла автомобилей – так называемый Total Life Cycle Analysis (LCA), включающего в себя подробное рассмотрение всех основных стадий: производства, эксплуатации и завершающей утилизации автомобиля [1,2]. Такой анализ проводится на начальных стадиях разработки и проектирования нового автомобиля. Автомобиль создается под определенный эксплуатационный цикл, как продукт, максимально эффективно обеспечивающий услугу потребителю в течение конкретного срока службы. Его конструкция, материалы, крепежные соединения, применяемые технологии анализируются и оптимизируются для полного жизненного цикла с целью минимизации расходуемых ресурсов и затрат, сокращения экологической нагрузки на окружающую среду. Автомобиль не просто продукт, разработанный и изготовленный производителем, проданный дилером и отданный потребителю на его страх и риск. Современные европейские и мировые нормы и требования определяют ответственность производителя за продукт до самой последней стадии его эксплуатации. Это касается наличия в материалах экологически вредных веществ, токсичности выхлопных газов, воздействия на почву, гидросферу и атмосферу, включая парниковый эффект и разрушение озонового слоя, норм и обязанностей по обеспечению утилизации отслуживших автомобилей [3]. Для выполнения многочисленных экономических и экологических требований применяются современные методы оптимизации, расчета и принятия решений при альтернативном выборе, в том числе: Failure Modes and Effects Analysis (FMEA), Design for recycling (DFR), Design for Assembly (DFA), Design for Environment (DFE).

Такие современные тенденции находят применение в АО "АВТОВАЗ" при разработке и проектировании новых автомобилей в научно-техническом центре. Анализируются применяемые материалы и содержание вредных веществ, проводятся экологические расчеты по полному жизненному циклу, применяются системы снижения токсичности для выполнения норм "Евро-3", улучшаются показатели вторичной переработки автомобилей для целей утилизации (Recycling). Проводится анализ экологической безопасности автомобилей ВАЗ в сравнении с зарубежными аналогами. Совершенствуется система экологического менеджмента для соответствия нормам международных стандартов серии ИСО 14000. На специалистов, отвечающих за принятие решений по выбору материалов и имеющих определенные ограничения по обеспечению требований массы и стоимости каждой автомобильной детали (компонента), наличия качественных материалов на отечественном рынке, затрат по транспортировке и др., накладываются дополнительные факторы, которые также необходимо учитывать при выборе материалов для автомобиля с целью обеспечения его безопасности (в том числе экологической), надежности, долговечности, ремонтпригодности и утилизируемости.

1. Р.Л. Петров. Концепция TLC – анализ полного жизненного цикла автомобиля.// Автомобильная промышленность, 1999, № 10, с.35.
2. В.А. Звонов, А.В. Козлов, В.Ф. Кутенев. Экологическая безопасность автомобиля в полном жизненном цикле. ГНЦ РФ «НАМИ», Москва 2001
3. Directive 2000/53/EC, Official Journal of the European Communities (L 269/34, 21.10.2000)

## ПОЛУЧЕНИЕ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ПУТЕМ СИНТЕЗА ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ

Валюженич М.К., Кривченко А.Л., Крестелев А.И

*Самарский государственный технический университет, Самара, Россия*  
[physics@sstu.edu.ru](mailto:physics@sstu.edu.ru)

В последнее время в промышленную технологию создания упрочняющих и защитных покрытий успешно внедряются импульсные детонационные методы обработки поверхности, которые позволяют получать покрытия, избегая при этом нагрева обрабатываемого изделия.

При распылении порошков тугоплавких соединений, помимо образования покрытия из порошка исходного соединения, происходят процессы химического взаимодействия компонентов газового потока с материалом подложки, в результате которого образуются новые химические соединения.

Целью работы явилось изучение возможностей взаимодействия материала подложки с активным элементом газового потока. В качестве основы служили образцы из титановых сплавов ВТ9 и ОТ4, а активным элементом служил порошкообразный бор. Выбор такой системы основан на физико-механических свойствах возможных продуктов реакции, а также термодинамических характеристик данных элементов.

В общем случае, при взаимодействии высокотемпературного газового потока с поверхностью титановых образцов в присутствии порошка бора, образуется монолитное покрытие.

Рентгенографический анализ показал, что основным компонентом покрытия является диборид титана и свободный (остаточный) титан. Их содержание в покрытии зависит от величины плотности теплового потока. Фазовый состав остаточного титана представлен  $\alpha'$ ,  $\omega$  и  $\alpha''$  - фазами титана. В сплаве ВТ9  $\omega$  - фаза составляет основу остаточного титана (от 60 до 90%). В сплаве ОТ-4 ее содержание невелико и, в основном, преобладают  $\alpha'$  и  $\alpha''$ - фазы. Кроме этого в покрытии присутствует незначительное (до 10%) количество карбида титана нестехиометрического состава. Его образование, вероятно, обусловлено погрешностями эксперимента. С изменением плотности теплового потока содержание карбида титана в составе покрытия остается практически постоянным.

Из анализа микротвердости покрытия от величины плотности теплового потока видно, что с ростом теплового потока непрерывно повышается величина микротвердости покрытия и достигает максимума (24-26 ГПа) при значениях  $q = (3,5 \div 4) \cdot 10^8$  Вт/м<sup>2</sup>. Очевидно, что причиной роста твердости покрытия является повышение в его составе диборида титана. При дальнейшем увеличении плотности теплового потока следует незначительный спад микротвердости поверхностного слоя покрытия. Измерения микротвердости покрытия, проведенные вблизи границы раздела покрытия с основой, обнаруживают довольно резкий спад значений микротвердости при плотности теплового потока  $q = 3,5 \cdot 10^8$  Вт/м<sup>2</sup>.

Металлографический анализ, а также результаты измерения микротвердости по толщине покрытия позволяют надеяться на перспективность использования полученного покрытия.

## ТОНКАЯ СТРУКТУРА ГРАДИЕНТНЫХ СЛОЕВ В ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ЦЕМЕНТАЦИИ

Коваленко В.В.<sup>1</sup>, Жулейкин С.Г.<sup>1</sup>, Попова Н.А.<sup>2</sup>, Козлов Э.В.<sup>2</sup>, Громов В.Е.<sup>1</sup>

*1 – Сибирский государственный индустриальный университет  
Новокузнецк, Россия*

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

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

Установлен градиентный характер структуры и фазового состава стали 9ХФ после высокотемпературной цементации.

Зона диффузии углерода	Номер слоя	Ширина слоя, мкм	Фазы, составляющие слой	Объемная доля фаз	Вид $\alpha$ - и $\gamma$ -фаз
Зона реакционной диффузии углерода	I	20	Карбиды железа	0,80	$\alpha$ - и $\gamma$ -фазы отсутствуют
			$M_{23}C_6$	0,20	
			Аморфный углерод	<0,005	
Промежуточная зона	II	180	Карбиды железа	0,40	$\alpha$ -фаза – зерна; $\gamma$ -фаза – ломели внутри зерен $\alpha$ -фазы
			$M_{23}C_6$	0,15	
			$\alpha$	0,30	
			$\gamma$	0,15	
	III	100	Карбиды железа	0,29	
			$M_{23}C_6$	0,07	
			$\alpha$	0,29	
			$\gamma$	0,35	
Зона объемной диффузии углерода	IV	600	$\alpha$	0,32	$\gamma$ -фаза – крупные зерна; $\alpha$ -фаза – микрозерна по границам и в стыках зерен $\alpha$ -фазы
			$\gamma$	0,48	
			Карбиды железа	0,17	
			$M_{23}C_6$	0,03	
	V	400	$\alpha$	0,57	$\alpha$ -фаза – отпускаемый пластинчатый мартенсит; $\gamma$ -фаза – прослойки по границам пластин
			$\gamma$	0,23	
			Карбиды железа	0,17	
			$M_{23}C_6$	0,03	
	VI	18700	$\alpha$	0,78	$\alpha$ -фаза - зерна
			$\gamma$	0,02	
			Карбиды железа	0,17	
			$M_{23}C_6$	0,03	
Зона исходного перлита	VII	2000	$\alpha$	0,80	$\alpha$ -фаза – ферритные прослойки в перлитных зернах
			$\gamma$	0	
			Карбиды железа	0,17	
			$M_{23}C_6$	0,03	
			Графит	<0,01	

## ВОЗНИКНОВЕНИЕ НАПРЯЖЕНИЙ В ПОВЕРХНОСТНОМ СЛОЕ МЕТАЛЛА, ПОКРЫВАЕМОГО ОКСИДНЫМ МЕТАЛЛОМ

Коснырева И.Г., Спиридонов М.А., Никитин Ю.П.

*Уральский государственный технический университет-УПИ,  
Екатеринбург, Россия,  
[sma@mtf.ustu.ru](mailto:sma@mtf.ustu.ru)*

При взаимодействии капли оксидного расплава с поверхностью металла образуется контактная поверхность [1]. Растекание капли обычно завершается за  $(20-30) \cdot 10^{-3}$  с. За такой короткий отрезок времени поверхностные слои вступающих в контакт фаз не успевают стать равновесными. На поверхности контакта возникает достаточно низкое динамическое межфазное натяжение [2]. Окружающие контактирующую область участки металлической поверхности выдавливают металл из зоны контакта в объем оксидной капли. Деформация металлической поверхности фиксируется при боковой кино съемке и весьма значительна. При растекании оксидной капли по поверхности твердого металла (при сварке, наплавке или нанесения защитного покрытия) вместо деформации металлической поверхности возможно появление локальных напряжений в металлической поверхности вблизи зоны контакта и возникновение разрывов сплошности металлической фазы [3].

Скоростной кино съемкой был также зафиксирован процесс слияния оксидной и металлической капель под влиянием внешнего электрического поля. Скорость образования контактной поверхности зависит от состава металлической фазы, полярности и величины постоянной разности потенциалов, приложенной к каплям. Образование контакта сопровождается ионными переходами поверхностно-активных компонентов. Последнее ведет к возникновению динамического межфазного натяжения различной величины, которое и определяет скорость слияния капель. Величина динамического межфазного напряжения зависит не только от состава введенных в контакт фаз, но и от потенциала металлической фазы.

1. Никитин Ю.П., Третьяков С. В, Власов Н. Н, Новиков В. К, Лебедь Е.Н. О характере процессов на периметре пятна смачивания жидкого железа шлаком // Известия вузов. Черная металлургия. 1980, N 8. С. 5 - 8.
2. Феттер К. Электрохимическая кинетика. М., "Химия", 1967. 856 с.
3. Никитин Ю.П, Спиридонов М.А., Никитина И.Ю., Перминов А.А. Взаимодействие алюминия с эмалевым расплавами // Расплавы, 2001, N 5. С. 53 -59.

## ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ СТАЛИ 110Г13Л МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОЙ НАПЛАВКИ

Ильичев М.В., Исакаев Э.Х, Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А.

*НТЦ “Энергосберегающие процессы и установки” ОИВТ РАН,  
ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина*

Литая высокомарганцовистая сталь 110Г13Л (сталь Гатфильда) получила широкое применение для деталей, эксплуатируемых в условиях интенсивных ударных нагрузок и абразивного изнашивания, благодаря способности высокомарганцовистого аустенита подвергаться наклепу и образовывать твердую износоустойчивую поверхность без изменения вязкости изделия в целом.

Восстановление наплавкой изделий из стали Гатфильда сопряжено со значительными трудностями, связанными с недостаточной структурной устойчивостью при нагреве и охлаждении. Неблагоприятное для нагрева сочетание теплофизических свойств - низкая теплопроводность и высокий коэффициент термического расширения – делают сталь 110Г13Л чувствительной к образованию термических трещин.

Одним из наиболее эффективных способов поверхностного упрочнения и нанесения покрытий на стальные изделия является плазменная обработка или наплавка. В связи с этим, для плазменной наплавки разработана конструкция плазмотрона с расширяющимся каналом сопла. Ввод порошка осуществляется вместе с аргоном, который является одновременно транспортирующим, плазмообразующим и защитным газом. Наплавка проводилась порошком 65Х25Г13НЗ на образец, из стали 110Г13Л в несколько слоев, с промежуточной абразивной зачисткой между слоями и ударным наклепом каждого наплавленного слоя для снятия остаточных напряжений.

В работе проведено комплексное исследование состава, структуры и механических свойств металла основы, наплавленного металла и переходной области.

Твердость основного металла составляет 9-12 HRC. По мере приближения к границе наплавка – основной металл твердость возрастает до 17-20 HRC. На самой границе уровень твердости резко возрастает и составляет 32-34 HRC. Далее в наплавленном металле уровень твердости стабилен и составляет 32-35 HRC.

Более высокие прочность и твердость металла наплавки связаны с легированием стали хромом и более дисперсной литой структурой, образующейся при охлаждении наплавки. Прочность сцепления наплавки с основным металлом несколько ниже прочности металла основы, что является следствием влияния дефектов на границе раздела.

Установлена зависимость пластичности и сопротивления зарождению трещины от расстояния между границей раздела основного металла и наплавки. Так, при удалении от границы повышаются пластичность и работа зарождения трещины, что является следствием уменьшения влияния дефектов в переходной области.

# МЕХАНИЗМ ИЗМЕНЕНИЯ ПРОЧНОСТИ И СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ ПАТЕНТИРОВАННОЙ СТАЛИ ПРИ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Ливанова О.В., Нарусова Е.Ю., Филиппов Г.А.

ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия,  
[pipesteelscenter@mtu-net.ru](mailto:pipesteelscenter@mtu-net.ru)

Высокопрочные высокоуглеродистые патентированные стали типа 70-85 применяются в качестве элементов преднапряженных железобетонных конструкций, в частности, для производств высокопрочной арматурной проволоки.

В ходе эксплуатации высокопрочная сталь находится под воздействием упругих напряжений и коррозионной среды, что может приводить к изменению ее структурного состояния, например, к накоплению дефектов типа микротрещин и, как следствие, к снижению долговечности конструкций.

Одновременное воздействие на металл напряжений и коррозионной среды приводит к развитию явления замедленного разрушения. Наибольшей склонностью к этому виду разрушения обладают высокопрочные закаленные стали. Установлено, что высокопрочная патентированная холоднотянутая сталь типа 85 также склонна к замедленному разрушению. Причиной этого является насыщение водородом в результате протекания электрохимических процессов коррозии на поверхности металла.

В настоящей работе были исследованы состав, коррозионная поврежденность, механические свойства, сопротивление замедленному разрушению, комплекс физических свойств, чувствительных к внутренним микронапряжениям и подвижности дислокаций в стали высокопрочной арматурной проволоки из стали типа 85, извлеченной из пролетных строений моста после эксплуатации.

Выявлены основные факторы, снижающие конструкционную прочность патентированной стали 85 при длительной эксплуатации:

- установлены три основные причины снижения конструктивной прочности арматурной проволоки после длительной эксплуатации: уменьшение сечения из-за питтинговой коррозии, разупрочнение из-за изменения свойств стали и охрупчивание металла из-за насыщения водородом;
- длительная эксплуатация приводит к развитию питтинговой (язвенной) коррозии проволоки (в основном, с периферийной ее стороны), которая вызывает ослабление сечения, что, снижает разрывное усилие;
- в результате длительной эксплуатации происходит разупрочнение металла арматурной проволоки в результате протекания процессов релаксации напряжений, что приводит к снижению временного сопротивления разрыву проволоки;
- установлено насыщение металла водородом в ходе эксплуатации арматурной проволоки, что снижает ее пластичность и увеличивает опасность преждевременного отрыва в результате развития замедленного разрушения.

## ТЕОРЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ВНЕДРЕНИЯ ЖЕСТКОЙ СФЕРЫ В УПРУГО-ПЛАСТИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ

Воронин Н.А., Козиков А.С.

*Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия,*  
[voroninn@mtu-net.ru](mailto:voroninn@mtu-net.ru)

Информацию о механических свойствах (упругих и пластических) материала можно получить путем регистрации непрерывной диаграммы вдавливания при нагружении индентора сферической формы (метод кинетического индентирования) [1,2].

Если в упругой области хорошо работают закономерности, математически представленные известными формулами Герца, то в упруго-пластической области поведение материала при внедрении в него криволинейного штампа чаще всего описывают эмпирическим законом Мейера. Однако до настоящего времени нет однозначной трактовки, как по поводу постоянства коэффициентов Мейера, так и области его существования.

Авторы данной работы использовали следующую модель [3] контактного взаимодействия однородной упрочняемой упруго-пластичной среды с жестким сферическим индентором. При постепенном внедрении сферы поверхность среды деформируется вначале упруго, а затем упруго-пластически. Упруго-пластическое деформирование состоит из двух зон: зоны упругой ограниченно-пластической деформации (область ограниченной пластичности) и зоны ограниченно-упругой пластической деформации (область развитой пластичности).

В работе предложены аналитические зависимости, описывающие поведение упрочняемого твердого тела в упруго-пластической области контактного деформирования, в терминах нагрузка – радиус отпечатка и нагрузка – глубина внедрения. Математическая модель учитывает эффект опускания или подъема краев лунки.

Предлагаемая модель позволяет по твердости по Викерсу (Бринеллю) и упругим характеристикам исследуемого материала и материала сферического индентора теоретически построить диаграмму нагрузка-внедрение для сферического индентора радиуса  $R$  и рассчитать теоретически величину собственного упрочнения данного материала, показатель степени и множитель в уравнении Мейера, некоторые другие пластические параметры. Теоретически построенная диаграмма дает возможность перестроить ее в диаграмму одноосного растяжения с последующим определением стандартных механических свойств.

Предлагаемая математическая модель внедрения сферы в упругое упрочняемое полупространство позволяет решать и обратную задачу: по экспериментально полученной диаграмме нагрузка – внедрение определять твердость, упругие и пластические свойства исследуемого материала.

1. Бакиров М.Б., Потапов В.В. Феноменологическая методика определения механических свойств корпусных сталей ВВЭР по диаграмме вдавливания шарового индентора. Заводская лаборатория. 2000, № 12, т. 66, с. 35-44.
2. Alcalá J., Barone A.C., Anglada M. The influence of plastic hardening on surface deformation modes around Vickers and spherical indents. Acta mater. 2000, v. 48, pp. 3451-3464.
3. Ланков А.А., Миронов В.А. Упругость, упругопластичность, пластичность в конструкционных средах. Тверь. 1997. –130 с.

## **МЕХАНИЗМ НАКОПЛЕНИЯ ОСТАТОЧНЫХ ДЕФОРМАЦИЙ И НАПРЯЖЕНИЙ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ НЕЖЕСТКИХ ВАЛОВ**

Мураткин Г.В.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

Достижение заданной точности нежестких деталей сопряжено со значительными трудностями из-за технологических остаточных деформаций (ТОД), которые возникают в результате неравномерного изменения напряженного состояния.

Учитывая значимость для машиностроения проблемы обеспечения заданной точности в последние годы, стали разрабатываться новые подходы к проектированию технологий изготовления нежестких деталей. Одним из подходов является косвенное управление ТОД, в основе которого лежит уменьшение изгибающего момента от начальных напряжений. Уменьшение изгибающего момента достигается при обработке на оптимальных режимах с учетом механизма накопления технологических остаточных деформаций и напряжений (ТОДиН).

С целью выявления механизма (ТОДиН) было проведено исследование типового технологического процесса изготовления нежестких валов. В результате установлено, что точность обработки после каждого перехода зависит от величины исходной остаточной деформации, уровня и асимметрии распределения остаточных напряжений в поперечном сечении заготовки. При этом на разных стадиях обработки происходит изменение знака остаточных деформаций с неизменным уменьшением их по абсолютной величине. Нежесткие валы, как правило, деформируются в одной плоскости. К тому же происходит изменение формы упругой линии заготовки.

Полученные результаты могут быть объяснены тем, что накопление ТОДиН происходит в результате пооперационного взаимодействия эпюр неуравновешенных в поперечном сечении начальных, остаточных напряжений, а также напряжений, возникающих вследствие упругой деформации заготовки под воздействием технологической оснастки. В свою очередь, неравномерность распределения неуравновешенных напряжений относительно оси детали, помимо величины исходной ТОД заготовки, обусловлено величиной технологического припуска на обработку. В итоге величина окончательной ТОД и асимметрия эпюры остаточных напряжений относительно оси детали определяются в результате векторного сложения составляющих деформации, возникающих при перераспределении неуравновешенных напряжений, и зависит от их взаимной компенсации. В свою очередь, взаимная компенсация обусловлена тождественностью знаков неуравновешенных напряжений. Изменение формы упругой линии заготовки можно объяснить уменьшением по длине детали изгибающего момента от действия напряжений. Уменьшение изгибающего момента происходит в результате процесса разгрузки, приводящего к снижению исходной ТОД.

Изложенное позволяет заключить, что в основе механизма накопления ТОДиН лежит явление технологической наследственности в процессе изготовления.

Анализ механизма накопления ТОДиН показывает, что обеспечение точности нежестких деталей путем косвенного управления деформациями изгиба зависит от величины исходной ТОД, уровня остаточных напряжений заготовки и закономерностей проявления технологической наследственности.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ СВАРКИ ПРИ ЗАРОЖДЕНИИ НЕПРОВАРА

Апасов А.М., Апасов А.А.

*Филиал Томского политехнического университета в г. Юрге*

Известно, что непровары относятся к группе опасных и недопустимых дефектов. Тем не менее, до сих пор: не рассмотрена физическая природа источников, объясняющих причину зарождения непровара; не разработан механизм формирования и развития непровара; не установлен тот тип параметра акустико-эмиссионного (АЭ) излучения, который характеризует процесс зарождения и развития непровара, в частности, при импульсной аргонодуговой сварке изделий из аустенитной стали.

Поэтому основной задачей исследования является разработка физической модели, объясняющей механизм генерации (зарождения) упругой механической волны в момент формирования структуры металла при непроваре в процессе сварки.

В связи с тем, что сварной шов формируется за счет расплавления и кристаллизации металла собственных кромок свариваемых деталей и узлов без присадки, то в первом приближении материал околосшовной зоны и сварного шва можно считать однородным и, соответственно, изотропным. Отсюда следует, что расчет энергетического спектра волнового пакета акустической эмиссии можно произвести по методике Тверского [1].

Необходимо отметить, что энергия тепловых колебаний, запасенная при достижении температуры плавления, является потенциальной энергией сил межатомного взаимодействия. В процессе кристаллизации металла при разрыве межатомных связей эта энергия первоначально переходит в вибрационное возбуждение атомов на поверхности разрыва. Каждый возбужденный атом можно рассматривать как колебание трех линейных осцилляторов. Освобождаемая энергия при разрыве каждой межатомной связи не локализуется на отдельном атоме, а распространяется в виде волны смещения. От разрыва каждой связи рождается длинноволновое акустическое колебание или фонон. Причиной возникновения волн разгрузки в устье непровара является взаимодействие электронного газа с решеткой, в узлах которой находятся ионы. Поэтому единичный акт АЭ можно интерпретировать как результат электрон-фононного взаимодействия.

С учетом проведенных экспериментов по регистрации непровара АЭ-методом и результатов моделирования процессов зарождения, формирования и развития непровара при сварке изделий из аустенитной стали разработан **способ обнаружения непровара**, который [2]:

1. Заключается в приеме сигналов АЭ, возникающих в сварном соединении в процессе сварки деталей, выборе информативного параметра, по изменению которого судят о качестве сварного шва, о т л ч а ю щ и й с я тем, что в качестве информативного параметра выбирают амплитудное распределение сигналов АЭ, возникающих при колебании атомов в устье непровара, ширина энергетического спектра которого определяется из соотношения

$$f = \frac{3\sqrt{3}}{2} (\mu \eta)^{-1} m \lambda^2 N_A^2 A^{-2} (\rho E)^{1/2} x,$$

где  $f$  – частота колебаний в моде;  $\mu$  – относительная концентрация электронов проводимости на один атом;  $\eta = \frac{m^*}{m}$  – относительная эффективная масса электрона;  $m^*$  – эффективная масса электрона в решетке;  $m$  – масса электрона;  $N_A$  – число Авогадро;  $A$  – атомная масса материала;  $\rho$  – плотность материала;  $\lambda$  – длина волны Комптона для

электрона;  $x = \alpha \cdot k$  – безразмерный анализ частоты;  $E$  – энергия газа осцилляторов в единице объёма.

2. Способ по п.1, отличающийся тем, что одна из свариваемых деталей крепится в приспособлении с возможностью перемещения по вертикальной оси, а другая неподвижно, при этом разделение сигналов АЭ от процессов формирования непровара и трещинообразования, зарегистрированных в одном и том же канале амплитудного анализатора, производят по числу импульсов АЭ.

В процессе сварки установлено, что при работе на режимах, которые ведут к непровару, число импульсов АЭ, зарегистрированных в 73 канале, существенно меньше, чем при трещинообразовании, и составило  $N_{\Sigma} = 335$ .

Наличие непровара подтверждено металлографическими исследованиями.

1. Тверской В.С. К инженерному расчету энергетического спектра акустической эмиссии. – Дефектоскопия, 1981, № 4. – С.62–67.
2. Апасов А.М., Апасов А.А. Способ обнаружения непровара. – Заявка на патент № 2001104168/28(004192) от 13. 02.2001. Положительное решение о выдаче патента на изобретение от 27.06.2002 г.

## **МУЛЬТИФРАКТАЛЬНАЯ ТРАНСФОРМАЦИЯ РЕЛЬЕФА ПОВЕРХНОСТИ АМОРФНОГО СПЛАВА $Fe_{77}Si_{19}B_{13}$ ПРИ ЕГО МЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ**

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

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

Проанализированы профили поверхностного рельефа поверхности аморфного сплава  $Fe_{77}Si_{19}B_{13}$ , наблюдаемого методом сканирующей туннельной микроскопии (СТМ). Изучено влияние механического нагружения на поведение этого профиля. В качестве основного механизма изучения использовался принцип максимума модуля вейвлет преобразования рельефа поверхности [1] вдоль сканов туннельного микроскопа. На основании этого принципа рассчитаны пространственно-масштабные функции распределения, из которых рассчитаны скейлинговые показатели  $\tau(q)$  и мультифрактальный спектр  $f(\alpha)$ .

Исследован характер изменения зависимостей  $f(\alpha)$  при механическом нагружении образцов. Замечено, что на начальной стадии нагружения весь спектр  $f(\alpha)$  смещается в сторону больших показателей Гельдера  $\alpha$ . Это означает, что поверхность становится более регулярной. С другой стороны, происходит уширение спектра  $f(\alpha)$ , что означает, что поверхность одновременно становится более неоднородной.

При дальнейшем увеличении механической нагрузки  $f(\alpha)$  спектр может сужаться и вновь смещаться к меньшим значениям  $\alpha$ , что означает стремление поверхности к монофрактальной структуре увеличению степени ее нерегулярности. Такая структура может возникать на поверхности перед ее разрушением.

## ОБОСНОВАНИЕ ОБЛАСТИ ЭФФЕКТИВНОГО ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ, ПРИМЕНЯЕМОЙ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Яресько С.И.

*Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН,  
Самара, Россия,  
[scisec@fian.smr.ru](mailto:scisec@fian.smr.ru)*

Комплексные исследования влияния режимов лазерной обработки (ЛО) и резания на стойкость упрочненного инструмента свидетельствуют о наличии области эффективного использования ЛО. В частности, при фиксированной энергии облучения рост стойкости наблюдается только для определенных значений глубины резания ( $t$ ).

Для определения причины обнаруженного явления проведены измерения микротвердости на шлифе, изготовленном по вспомогательной задней грани резцов (сталь Р18), износ которых достиг регламентной величины 0,4мм. Скорость резания при точении стали 12Х2Н4А – 42,5м/мин, подача – 0,2мм/об. Для контрольного инструмента (без ЛО,  $t=1,5$ мм) снижение микротвердости максимально на расстоянии ~300мкм от вершины лезвия и составляет ~70% от микротвердости основного металла и сохраняется на протяжении ~0,8мм. После точения ( $t=1,5$ мм и  $t=2,34$ мм) упрочненными на оптимальных режимах резцами снижение микротвердости менее значительно и носит явно сосредоточенный характер, что особенно заметно при точении с глубиной  $t=2,34$ мм. Наибольший провал твердости обнаружен около режущей кромки, где контактные напряжения на передней поверхности инструмента имеют наибольшие значения. Сопоставляя полученные результаты с эпюрами контактных давлений по передней поверхности резцов, замечено, что кривые распределения микротвердости вдоль передней режущей грани практически повторяют распределение контактных давлений. Отсюда следует, что с точки зрения уменьшения термодинамической напряженности наиболее благоприятной является ЛО для инструмента, работавшего при глубине резания 1,5мм. При увеличении “ $t$ ” уменьшаются зона контакта стружки с резцом и длина пластического контакта, возрастает величина контактных давлений у передней режущей кромки, что приводит к уменьшению прочности материала инструмента и его преждевременному износу. При удалении от передней поверхности разупрочнение материала резца менее выражено для облученного инструмента ( $t=1,5$ мм); микротвердость составляет не менее 85% от микротвердости исходного материала, а для неупрочненных резцов выравнивание свойств материала практически отсутствует.

Измерения микротвердости вдоль задней поверхности инструмента показывают, что и в этом случае процесс его разупрочнения наиболее ярко выражен при точении с  $t=2,34$ мм. Степень разупрочнения сравнима с состоянием неупрочненного инструмента и особенно велика у режущей кромки. Здесь в данном случае локализован износ, и контактные давления превосходят значения, характерные для неупрочненных резцов. Вследствие этого наступает катастрофический износ и стойкость инструмента ( $T=3,4$ мин) значительно ниже стойкости упрочненных резцов ( $T=165,4$ мин), работавших при  $t=1,5$ мм.

Проведенные исследования свидетельствуют о росте термодинамической напряженности в зоне резания при точении с глубиной резания  $t>1,5$ мм и соответствующем протекании процессов разупрочнения материала инструмента, что ограничивает область режимов резания упрочненным инструментом значениями  $t\leq 1,5$ мм.

## УПРОЧНЕНИЕ СТАЛЕЙ ИОННЫМ АЗОТИРОВАНИЕМ В ДУГОВОМ РАЗРЯДЕ

Белоус В.А., Носов Г.И.

*ННЦ ХФТИ, Харьков, Украина,  
[belous@kipt.kharkov.ua](mailto:belous@kipt.kharkov.ua)*

Формирование в сталях поверхностных слоев, насыщенных нитридами железа, способствует повышению микротвердости и износостойкости сталей. Для насыщения поверхности азотом широкое применение получило ионное азотирование в тлеющем разряде в аммиаке или в азотоводородных смесях. В последнее время развитие получает новый метод химико-термической обработки, заключающийся в насыщении поверхности азотом при ионном облучении в плазме дуговых разрядов [1,2]. Преимущества данного метода по сравнению с традиционным ионным азотированием в тлеющем разряде обусловлены более высокой концентрацией заряженных частиц в плазме дугового разряда, способствующей повышению производительности, а также наличием дополнительных, независимо регулируемых, параметров процесса. Последнее обстоятельство позволяет обеспечить более тонкое регулирование структуры модифицированного слоя. Кроме того, замена аммиака или азотоводородных смесей чистым азотом резко повышает экологическую безопасность процесса азотирования. Процесс осуществляется в чистом азоте с помощью разработанных в ННЦ ХФТИ источников газовой и металлической плазмы.

Исследованы структура и свойства инструментальных сталей Р6М5, Р18, Х6ВФ, 5ХНМ, 5ХНВ, 40Х13, 30ХН2МФА, У8, Ст. 30, обработанных в азотной плазме дугового разряда с термоэмиссионным катодом. На всех азотированных сталях получено увеличение микротвердости поверхности в 2...4 раза. Глубина азотированного слоя достигает 120 мкм.

Упрочнение сталей обусловлено образованием новых нитридных фаз, обладающих высокими механическими свойствами. На основе результатов рентгеноструктурного анализа установлено, что в большинстве случаев в азотированном слое присутствуют фазы:  $\epsilon$ -фаза или  $(\epsilon+\gamma')$ -фаза, реже  $\gamma'$ -фаза, что находится в хорошем соответствии с содержанием азота в приповерхностных слоях азотированных образцов (15...20 ат.%). В азотированном слое сталей У8, Р18 и 40Х13 присутствует  $Fe_3C$ . В стали 40Х13 выявлена также фаза  $Fe_\gamma$ .

Ионное азотирование в дуговом разряде отличается значительно меньшим наводороживанием деталей, чем при ионном азотировании в тлеющем разряде в азотоводородных смесях или в аммиаке. Ионное азотирование проводится при низком давлении азота (~1Па), при этом сохраняется высокая чистота поверхности и не требуется дополнительная шлифовка азотированных деталей.

Долговечность штамповых и режущих инструментов из исследуемых сталей после ионного азотирования возросла в 3...4 раза.

1. Belous V.A., Nosov G.I. The effect of high-fluence low energy nitrogen ions implantation on structure and properties of high-speed steel. Proceed. XI Int. Symp. "ISDEIV". Xi'an, China, September 18-22, 2000, P.782-784.
2. Саблев Л.П., Андреев А.А., Кунченко В.В. Плазменное азотирование режущего инструмента из быстрорежущей стали Р6М5. Тр. междунар. симп. "Оборуд. и технологии. термич. обработки металлов и сплавов в машиностроении", Харьков, Украина, 28-31 августа 2000 года. Харьков, 2000, С.133-137.

## ИЗГОТОВЛЕНИЕ КОЛЬЦЕВЫХ ДЕТАЛЕЙ АНТИФРИКЦИОННОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ НИКЕЛИРОВАННОГО ГРАФИТА МЕТОДОМ ВЗРЫВНОГО ПРЕССОВАНИЯ

Арисова В.Н., Трудов А.Ф.

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

Технический прогресс требует создания новых антифрикционных материалов, способных надежно работать при повышенных скоростях трения и нагрузках, в условиях повышенных температур, в агрессивных средах. Для обеспечения надежной работы узлов трения в настоящее время используются различные порошки антифрикционного назначения, например, графит, железо-графит, алюминий-графит, медь-графит и др.. Однако материалы, полученные из этих порошков, обладают хрупкостью, низкой теплостойкостью, повышенной склонностью к схватыванию, что не позволяет их использовать для изготовления деталей, работающих в сложных динамических условиях.

Перспективным материалом для антифрикционных изделий является порошок никелированного графита (чешуйки графита длиной 40-160 мкм и толщиной 15-50 мкм, покрытые никелевой оболочкой толщиной 5-15 мкм).

Для получения заготовок из порошка никелированного графита использовался метод взрывного прессования (энергия взрывчатых веществ ВВ), так как обычными методами статического прессования высокоплотных прессовок получить не удается.

Были изготовлены кольцевые заготовки торцовых контактных уплотнений из порошка никелированного графита НППГ-75 (75% по массе никеля) и из смеси порошков никелированного графита НППГ-75 и алюминиевой бронзы. Взрывное прессование осуществлялось в цилиндрической ампуле при обжатию кольцевым скользящим импульсом заряда ВВ. Перед проведением взрывного нагружения были рассчитаны оптимальные параметры: давление, скорость детонации ВВ и др. За счет изменения диаметров ампулы и центрального стержня были получены кольцевые заготовки различных типоразмеров от Ø30xØ140x25 мм до Ø160xØ140x25 мм.

Исследование свойств материалов показали высокие значения плотности ( $5.2-5,3 \text{ Мг/м}^3$ ) и прочности (113-118 МПа). Материал из чистого порошка никелированного графита имел низкую пластичность (0,1-0,2%). Проведенный отжиг прессовок существенно повысил пластичность (из чистого порошка НППГ- – 3-4%, из смеси порошков НППГ-75+бронза – до 8-10%).

Натурные испытания торцовых контактных уплотнений из порошков на основе НППГ показали повышенную износостойкость материала по сравнению с обычными металло-графитовыми композициями. Ресурс работы увеличился в 10-20 раз.

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ КОНТРОЛИРУЕМОЙ ПРОКАТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СРЕДНЕУГЛЕРОДИСТЫХ НИОБИЙСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

Жукова С.Ю., Горожанин П.Ю., Беликов С.В., Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М.

*СинТЗ, УГТУ-УПИ, НИИМуТ, Екатеринбург, Россия,*  
[farb.amo@r66.ru](mailto:farb.amo@r66.ru)

Изучено влияние параметров контролируемой прокатки (температур перекристаллизации и окончательной прокатки в редуционном стане, скорости охлаждения после завершения горячей деформации) на структуру и свойства труб из сталей типа 48Г2Б двух плавок, различающихся содержанием Mo и Nb (табл.).

Химический состав исследованных сталей, масс. %

C	Mn	Si	S	P	Cr	Ni	Nb	Cu	Mo
0,50	1,24	0,28	0,011	0,016	0,08	0,11	0,04	0,15	0,090
0,47	1,25	0,30	0,016	0,016	0,12	0,13	0,08	0,14	0,043

Стали были выплавлены на ОАО “НОСТА” и поставлялись на СинТЗ в виде трубной заготовки.

Установлено, что сталь с 0,090 % Mo обладает повышенной устойчивостью переохлажденного аустенита. Это приводит к формированию в структуре значительного количества игольчатых составляющих в виде верхнего бейнита и, соответственно, повышенного уровня прочностных свойств ( $\sigma_B$  1000 МПа,  $\sigma_{0,2}$  755 МПа, твердость 285НВ) в случае низкой температуры в установке индукционного нагрева ( $T_{\text{выхода}} = 650-670^\circ\text{C}$ ,  $T_{\text{выхода}} = 800-820^\circ\text{C}$ ) и высокой температуре конца деформации в калибровочном стане ( $780-800^\circ\text{C}$ ). Такие режимы контролируемой прокатки нельзя признать оптимальными, поскольку повышение прочностных свойств стали сопровождается снижением пластичности и, главное, появлением разноструктурности, что должно отрицательно сказаться на коррозионной стойкости труб. Снижение температуры конца прокатки в калибровочном стане до  $650^\circ\text{C}$  обеспечивает тот же уровень прочности при повышенной пластичности, благодаря формированию однородной структуры в результате измельчения аустенитного зерна и конечных продуктов распада аустенита и образованию полигональной структуры в феррите с размером субзерен 0,5-2,0 мкм.

Близкий уровень механических свойств имеют трубы из стали с 0,043 % Mo и 0,08 % Nb, прокатанные по режимам: температуры выхода из устройств индукционного нагрева и калибровочного стана, соответственно,  $800-830^\circ\text{C}$  и  $730-760^\circ\text{C}$ . По данным микроструктурных исследований высокий комплекс свойств у этой стали достигается за счет формирования мелких зерен перлита и феррита, содержащего субзерна с повышенной плотностью дислокаций (до  $\sim 1 \cdot 10^{11} \text{ см}^{-2}$ ), закрепленных дисперсными выделениями карбида ниобия (размером  $\sim 50\text{\AA}$ ), при полном исключении в структуре игольчатых продуктов распада аустенита.

Таким образом, применение контролируемой прокатки по оптимальным режимам позволяет получить в технологическом цикле производства высокий уровень механических свойств труб из среднеуглеродистых микролегированных сталей типа 48Г2Б. Более технологичной является сталь, содержащая 0,08 % Nb и 0,043 % Mo, поскольку она приобретает оптимальную структуру в сравнительно широком диапазоне температур начала и конца заключительной деформации в калибровочном стане, что важно в силу имеющегося разброса температуры по толщине и длине трубы.

# УПРОЧНЕНИЕ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОВЕРХНОСТНЫМ ПЛАСТИЧЕСКИМ ДЕФОРМИРОВАНИЕМ В СОЧЕТАНИИ С ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКОЙ

Камашев А.В., Мумбер И.И.

*Самарский государственный технический университет, Самара, Россия*

Создание материалов с вязкой пластичной сердцевиной и твердыми поверхностными слоями составляет важную научно-техническую задачу. Решение этой задачи возможно с использованием новых высокоэффективных технологий, включающих комплексное воздействие на обрабатываемый материал. К числу таких комбинированных воздействий можно отнести поверхностное пластическое деформирование в сочетании с лазерной обработкой. Объектами исследования выбраны относительно недорогие конструкционные материалы - доэвтектоидные углеродистые стали, которые обладают богатыми резервами для упрочнения [1], что связано с их достаточно высокой пластичностью.

Цилиндрические образцы из предварительно отожженных сталей 30 и 45 диаметром 40 мм обкатывались шариком по методике профессора Д.Д.Папшева [2,3]. Обкатка осуществлялась на токарно-винторезном станке. Режимы обкатки были следующие: нагрузки на шарик диаметром 5 мм составляли: 200, 400, 600 и 1000 Н. Степени относительной деформации  $\varepsilon=d/D$  составляли соответственно: 0,07; 0,12; 0,18 и 0,3 (здесь  $d$  – диаметр отпечатка шарика на обрабатываемом материале при соответствующей нагрузке,  $D$  – диаметр шарика). Скорость обкатки составила 0,85 м/с., продольная подача 0,05 мм на 1 оборот образца. Последующее лазерное воздействие осуществлялось на установке непрерывного действия ЛТН-103 с плотностью мощности излучения  $5 \times 10^3$  Вт/см<sup>2</sup>.

Были произведены микроструктурные и дюротометрические исследования упрочненного слоя, а также рентгеноструктурный анализ.

Установлено, что предварительная обкатка шариком увеличивает степень последующего лазерного упрочнения по сравнению с необкатанными образцами в среднем на 50-75%. Однако при максимальной деформации 0,3 наблюдается снижение микротвердости, что можно объяснить началом процесса деструкции упрочняемого материала. Оптимальный уровень предварительной деформации, при котором наблюдается максимальная микротвердость, порядка 0,2 и не зависит от марки стали. Наибольший эффект упрочнения наблюдается у образцов из стали 30.

Рентгенографическими методами показано увеличение микроискажений кристаллической решетки, плотности дислокаций и уменьшение размеров областей когерентного рассеяния в зоне упрочнения по мере увеличения степени предварительной пластической деформации.

1. Иванова В.С., Баланкин А.С., Бунин И.Ж., Оксогоев А.А. Синергетика и фракталы в материаловедении. М.: Наука, 1994, 383 с.
2. Папшев Д.Д. Упрочнение деталей обкаткой шариками. М. : Машиностроение, 1968, 132 с.
3. Папшев Д.Д. Отделочно-упрочняющая обработка поверхностным пластическим деформированием. М.:Машиностроение, 1978, 152 с.

## РЕЗУЛЬТАТЫ ВНЕДРЕНИЯ ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ ТЕРМОСТОЙКИХ ФОСФОРИСТЫХ ЧУГУНОВ

Лубяной Д.А.

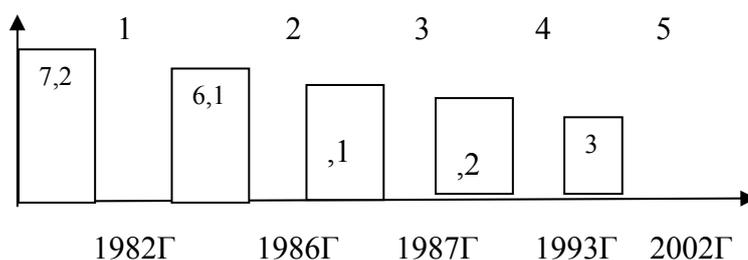
ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»,  
Новокузнецк, Россия,  
[protasov\\_ds@zsmk.ru](mailto:protasov_ds@zsmk.ru)

Известно, что улучшение качества и снижение расхода сменного сталеразливочного оборудования во многом определяют возможность повышения эффективности производства, улучшения качества металлопродукции и снижения ее себестоимости.

В литейном цехе ОАО «ЗСМК» поддоны для сквозных изложниц отливают из термостойкого чугуна индукционной плавки по технологии переплава с термовременной обработкой ТВО (температура перегрева 1485÷1520°C, выдержка 8-10 минут).

Технология плавки с термовременной обработкой позволила повысить стойкость чугунных сталеразливочных поддонов и снизить их расход с 6,1 кг/т стали до 3 кг/т стали. Влияние способа производства чугуна на расход сталеразливочных поддонов для сквозных изложниц представлен ниже (Рис.1).

Расход поддонов,  
кг/т стали



1 – Вагранка;

2 - Индукционная печь, переплав литейного и передельного чугуна, без ТВО;

3 - Индукционная плавка, с ТВО;

4 -Индукционная плавка, с ТВО, продувка аргоном;

5-Индукционная плавка, с ТВО, экономнолегированный чугун;

Рис. 1

Стойкость поддонов сквозных изложниц ОАО «ЗСМК», полученных из экономнолегированного чугуна индукционной плавки, в зависимости от марганцевого эквивалента  $M_{эkv} = Mn + 3V$ , описывается следующим регрессионным уравнением :

$$C_{т} = 183.61 - 94.725 M_{эkv} \quad R = -0.595 \quad (1)$$

Экономнолегированный, фосфорсодержащий, термостойкий чугун успешно применяется на ОАО «ЗСМК» для производства изделий из термостойкого чугуна: кузнечные изложницы, поддоны, изложницы для ферросплавного производства, изделия для доменных печей.

*Данная работа проводится при содействии ИУС в рамках программы РОЛЛ-2000.*

## ВЛИЯНИЕ МАРГАНЦЕВОГО ЭКВИВАЛЕНТА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТЕРМОСТОЙКОГО ЧУГУНА ИНДУКЦИОННОЙ ПЛАВКИ НА ОАО «ЗСМК»

Лубяной Д.А., Требинская В.В.

ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат»,  
Новокузнецк, Россия  
[protasov\\_ds@zsmk.ru](mailto:protasov_ds@zsmk.ru)

Влияние ванадия и марганца необходимо рассматривать совместно, введя понятие марганцевый эквивалент  $M_{\text{экв}} = Mn+3V$ . Было оценено влияние марганцевого эквивалента на микроструктуру чугуна индукционной плавки. Статистическая обработка для чугунов с содержанием кремния 1.8-2.0% и 0.8-1.1% позволила выявить зависимости влияния марганцевого эквивалента на количество междендритного графита  $K_{\text{мд}}$ , % в структуре чугуна в следующем виде:

$$K_{\text{мд}}=343.24 M_{\text{экв}}- 273.65 \quad R=0.993 \quad (1)$$

Для чугунов с содержанием кремния 0.8-1.1% данную зависимость можно представить в виде:

$$K_{\text{мд}}=138.68 M_{\text{экв}}- 25.078 \quad R=0.77 \quad (2)$$

Для экономнолегированных чугунов была выявлена также зависимость влияния марганцевого эквивалента на содержание цементита  $K_{\text{ц}}$ , % в структуре чугуна и размер включений графита  $R_{\text{вг}}$  (в мкм) и размер перлитных  $R_{\text{пз}}$  (в мм) и ферритных  $R_{\text{фз}}$  зерен:

$$K_{\text{ц}}=173.86 M_{\text{экв}}- 133.98 \quad R=0.98 \quad (3)$$

$$R_{\text{вг}}= 323,15-311.2 M_{\text{экв}} \quad R= -0.68 \quad (4)$$

$$R_{\text{пз}} =-1.5631 M_{\text{экв}}- 1.9139 \quad R=-0.595 \quad (5)$$

$$R_{\text{фз}}= 3,0853-3.051 M_{\text{экв}} \quad R= -0.8406 \quad (6)$$

Была также установлена зависимость влияния марганцевого эквивалента на дисперсность перлита в чугуне индукционной плавки:

$$P_{\text{д}}=2.3277-2.2339M_{\text{экв}} \quad R=-0.8689 \quad (7)$$

где  $P_{\text{д}}$  - расстояние между пластинами цементита, мкм.

Несомненно, что значение марганцевого эквивалента также сказалось и на эксплуатационной стойкости изделий, изготовленных из чугуна.

Стойкость  $St$  кузнечных изложниц ОАО «ЗСМК», полученных из чугуна индукционной плавки, в зависимости от марганцевого эквивалента, описывается следующим регрессионным уравнением :

$$St=78.697- 21.639 M_{\text{экв}} \quad R=-0.848 \quad (8)$$

Было выявлено, что содержание марганца в чугуне поддонов и изложниц необходимо корректировать, исходя из содержания ванадия, вносимого в чугун рудой. Исходя из вышеизложенного, было предложено ввести «плавающий» химический состав чугуна, в зависимости от исходного содержания ванадия в чугуне по расплавлению. При содержании ванадия в чугуне 0.02-0.05%, выплавляемом методом переплава с термовременной обработкой боя изложниц, содержание марганца необходимо выдерживать в пределах 0.53-0.065%, а при содержании ванадия 0.06-0.08% содержание марганца должно быть 0.35-0.52%.

*Данная работа проводится при содействии ИУС в рамках программы РОЛЛ-2000.*

# ФОРМИРОВАНИЕ ЖАРОПРОЧНЫХ И ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МИКРОННЫХ ТОЛЩИН НА ОСНОВЕ УЛЬТРАДИСПЕРСНЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ ПРИ ВЫСОКОИНТЕНСИВНОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

Козлов<sup>1</sup> Э. В., Рябчиков<sup>2</sup> А. И., Шаркеев<sup>3</sup> Ю. П., Курзина<sup>1</sup> И. А.,  
Фортуна<sup>4</sup> С. В., Степанов<sup>2</sup> И. Б., Божко<sup>1</sup> И. А., Калашников<sup>1</sup> М. П., Сивин<sup>2</sup> Д. О.

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия,

[bozhko\\_a@contur.ru](mailto:bozhko_a@contur.ru)

<sup>2</sup>НИИ Ядерной физики при ТПУ, Томск, Россия

<sup>3</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

<sup>4</sup>ФГУП "Сибирский химический комбинат", Северск, Россия

Метод высокоинтенсивной имплантации металлических ионов, реализованный на ионно-плазменном вакуумно-дуговом источнике «Радуга-5», открывает широкие перспективы для модификации конструкционных металлических материалов. Важнейшими достоинствами этого источника является высокая скорость набора дозы имплантируемых ионов, контролируемая температура мишени и возможность формирования модифицированных поверхностных слоев толщиной до нескольких микрометров, обладающих повышенной износостойкостью и жаростойкостью.

Целью работы было исследование структурно-фазовых состояний поверхностных ионно-легированных слоев титана, сформированных в процессе высокоинтенсивной имплантации ионов алюминия.

Установлено, что ионная имплантация алюминия в титан в высокоинтенсивном режиме позволяет формировать в поверхностном слое мелкодисперсные фазы интерметаллидов ( $\alpha_2$  фаза-Ti<sub>3</sub>Al,  $\gamma$  фаза-TiAl), а также твердые растворы переменного по глубине состава (см. табл.). В процессе имплантации также наблюдается формирование оксидов и карбидов различных модификаций. Образующиеся фазы интерметаллидов являются наноразмерными. Установлена зависимость роста толщины ионно-легированных слоев титана с увеличением дозы имплантируемого алюминия. Наблюдается существенное увеличение микротвердости и износостойкости имплантированных титановых образцов.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования Российской Федерации (грант PD 02-1.2-401).

**Таблица.** Режимы ионной имплантации и основные характеристики ионно-легированных слоев титана

Режимы	Ускоряющее напряжение, кВ	Температура, К	Время набора ионной дозы, мин	Доза облучения, ион/см <sup>2</sup>	Толщина легированного слоя, нм	Средний размер зерен формируемых фаз, нм	Фазовый состав
1	20	1170	12	$2,2 \cdot 10^{17}$	400	20	Твердый р-р Al в Ti, Ti <sub>3</sub> Al (D0 <sub>19</sub> ), TiAl (L1 <sub>0</sub> ), карбиды и оксиды Ti, оксиды Al
2			35	$6,2 \cdot 10^{17}$	1600	71	
3			60	$1,1 \cdot 10^{18}$	2000	240	
4			125	$2,2 \cdot 10^{18}$	2600	600	

# ЖИДКОСТНЫЕ РЕЖИМЫ ТРЕНИЯ ПРИ ОСАДКЕ КРУГЛЫХ ШЕРОХОВАТЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ С УЧЕТОМ УПРУГИХ ДЕФОРМАЦИЙ ИХ МИКРОНЕРОВНОСТЕЙ

Зибров П.Ф., Зибров А.П.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

Применение новых технологических приемов в обработке металлов давлением позволяет широко использовать смазочные материалы для улучшения качества получаемых поверхностей деталей. Экспериментальный материал свидетельствует о влиянии различных смазок на шероховатость поверхностей. Перемещение вязкой жидкости в лабиринтах микро- и макрощелей неровностей описывается уравнением теории фильтрационной смазки в цилиндрической системе координат

$$\frac{\partial}{\partial r} \left( \frac{hk}{\eta} \cdot \frac{\partial P}{\partial r} \right) + \frac{1}{r} \cdot \frac{hk}{\eta} \cdot \frac{\partial P}{\partial r} = \frac{\partial}{\partial z} (\Lambda h) \frac{dz}{dt}.$$

Решение данного дифференциального уравнения ищется в деформирующейся области, где  $r$  - текущая координата вдоль пути фильтрации смазки,  $R$  - радиус штампа,  $h_n$  и  $h$  - величины пористого зазора в начальный момент и текущее значение, определяемое как

$$h(P) = (h_n - Vt) + A_0 P(r).$$

Здесь  $V$  - скорость сближения взаимодействующих поверхностей,

$A_0 = \frac{2}{\pi E_1 E_2} [d_1(1 - \mu_1^2)E_2 + (1 - \mu_2^2)E_1 d_2]$  - коэффициент пропорциональности между давлением и упругими деформациями в точке, где  $\mu_1, \mu_2$  - коэффициенты Пуассона,  $E_1, E_2$  - модули Юнга. Параметры  $d_1$  и  $d_2$  определяют толщину деформируемого слоя. Граничные условия характеризуют постоянство давления по внешней границе зазора сближающихся контуров и равенство нулю градиента давления в центре рассматриваемой области. Несущая способность слоя смазки

$$\Xi = \pi R^2 \left\{ P(r=0) - \frac{4}{R^2 V} F_1(P_0) [P(r=0) - P_0] - \frac{4}{R^2 V} [F_2(P_0) - F_2(P_{r=0})] \right\},$$

где  $P(r=0)$  - величина давления смазки в центре заготовки,  $F_1(P_0), F_2(P_0)$  - функциональные зависимости, учитывающие геометрические параметры микронеровностей шероховатостей, а также их упругие и пластические свойства.

В пределе, когда величины микронеровностей стремятся к нулю, из данного соотношения получается известная зависимость для идеально гладких направляющих, в которой не учитывается влияние упругих и пластических деформаций микрошероховатого слоя. Указанная характеристика для гладких плоских направляющих

$$\Xi_{nn} = \frac{\pi R^2}{A_0} \left\{ \frac{1}{15V\eta A_0 R^2} \left[ \left[ R^2 V 12 \eta A_0 + (h_n - Vt + A_0 P_0)^4 \right]^{\frac{5}{4}} - (h_n - Vt + A_0 P_0)^5 \right] - (h_n - Vt) \right\}.$$

Сопоставление расчетных значений по найденным зависимостям дает возможность получать требуемые характеристики гидродинамического процесса в изучаемом объеме, образованном лабиринтами макро- и микронеровностей, и оценивать величину погрешностей, вносимых упрощением геометрии взаимодействующих поверхностей трения.

## ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ ДИСЛОКАЦИЙ И ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А.К., Нуруллаев Р.Л.

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

Нанокристаллические материалы обладают особыми физико-механическими свойствами. У них высокий предел текучести, отсутствует упрочнение и др. Механические свойства нанокристаллических материалов должны определяться свойствами и кинетикой решеточных и зернограничных дислокаций.

В модифицированной модели Френкеля-Конторовой исследованы упругие поля напряжений в ангармонической решетке. Учет ангармоничности позволил обнаружить качественное отличие в распределении напряжений дислокации от случая упругой бесконечной решетки, которое состоит в том, что напряжения вначале, как обычно, спадают обратно пропорционально расстоянию, а затем на расстояниях, определяемых коэффициентом ангармоничности, начинают экспоненциально быстро затухать. Качественно новое поведение тензора напряжений приводит к изменению упругой энергии дислокаций, уровня средних напряжений, максимальной плотности дислокаций, критического напряжения срабатывания источников дислокаций, характера спадания напряжений от стенки и др. Проведено численное моделирование влияния размера зерна, границ и размера дислокаций в зерне на характер поведения напряжений дислокации.

Проведено исследование линейных дефектов в границах зерен. Установлено, что в специальных границах существуют стабильные зернограничные дислокации, имеющие вектор Бюргерса, равный периоду локальных минимумов в зернограничном потенциале. В произвольной большеугловой границе (квазипериодический потенциал) стационарные зернограничные дислокации не существуют. Общее решение выражается кноидальной волной, которая может распадаться на цуг квазидислокаций (неустойчивых солитоноподобных дефектов - дислокаций Сомилианы). Принципиально новое поведение вычисленного тензора напряжений квазидислокации, в отличие от решеточной дислокации, заключается в экспоненциальном спадании напряжений сразу от ядра. Собственная упругая энергия квазидислокаций почти на два порядка меньше, чем упругая энергия решеточных дислокаций.

Проведено численное моделирование системы уравнений кинетики решеточных и зернограничных квазидислокаций. Показано, что скорость зернограничного проскальзывания является немонотонной функцией плотности квазидислокаций и времени. Исследован процесс диссоциации (спридинга) вошедшей решеточной дислокации в ансамбль квазидислокаций, оценено время диссоциации. Силовые и энергетические условия зарождения решеточных дислокаций в границах при низких температурах имеют порядок гомогенного зарождения дислокаций решетки. При температуре сверхпластичности напряжения зарождения дислокации могут быть снижены до уровня приложенных, благодаря диссоциации дислокации несоответствия, остающейся в границе, в ансамбль квазидислокаций. При увеличении плотности квазидислокаций диссоциации не происходит, что может быть причиной выхода из режима сверхпластичности. Полученные результаты позволяют объяснить некоторые закономерности зернограничного проскальзывания в обычных границах и особенности сверхпластической деформации нанокристаллических материалов.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ КОНСТРУКЦИИ МНОГОСЛОЙНЫХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ НИТРИДА И КАРБОНИТРИДА ТИТАНА НА СТРУКТУРНЫЕ ПАРАМЕТРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Табаков В.П., Ермолаев А.А.

*Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия,*  
[vpt@mf.ulstu.ru](mailto:vpt@mf.ulstu.ru)

Работоспособность инструмента с многослойными покрытиями (П) во многом зависит от их конструкции и состава. Выбор оптимальных составов композиции, обеспечивающих наибольшую эффективность режущего инструмента (РИ) на операциях механической обработки, сопряжен с огромным количеством экспериментальных исследований. Поэтому важно установить взаимосвязь между структурными параметрами и механическими свойствами П и работоспособностью РИ. Это позволит предварительно оценивать эффективность того или иного состава П.

Исследовали многослойные композиции на основе нитрида (TiN) и карбонитрида (TiCN) титана TiN-TiCN, хорошо зарекомендовавшие себя на операциях точения. В качестве варьируемых параметров были выбраны толщина слоя TiCN (2 – 6 мкм) и общая толщина многослойной композиции (6 – 10 мкм). Исследования установили, что строение П оказывает влияние на их структурные параметры и механические свойства. Меньше всего от толщины композиции и слоя TiCN зависит величина полуширины рентгеновской линии  $\beta_{111}$ , что говорит об одинаковой степени искажения кристаллической решетки всех составов П. Зависимость периода кристаллической решетки  $a$  и текстуры  $J_{111}/J_{200}$  носит экстремальный характер. Наибольшее значение периода кристаллической решетки и наименьшее значение текстуры характерно для П, общей толщиной 8 мкм, по сравнению с П толщиной 6 мкм и 10 мкм. Так, для многослойных П толщиной 6, 8 и 10 мкм, имеющих верхний слой TiCN толщиной 4 мкм период решетки  $a$  составляет 4,2495Å, 4,2609Å и 4,2460Å соответственно, а текстура  $J_{111}/J_{200}$  составляет 11,9, 8,1 и 13,8 соответственно. При этом для П общей толщиной 8 мкм наименьшим периодом кристаллической решетки обладают композиции, имеющие слой TiCN толщиной 30 – 50% от общей толщины П. Для этих же П характерны максимальные значения текстуры. Наименьшим уровнем остаточных напряжений сжатия обладают П толщиной 8 мкм, при этом со снижением содержания TiCN в П их уровень повышается. Так, при увеличении толщины слоя TiCN от 2 мкм до 6 мкм  $\sigma_0$  падают с 810 МПа до 400 МПа.

Анализ результатов исследований механических свойств многослойных П позволяет отметить следующее. С увеличением толщины композиции и содержания в ней TiCN микротвердость и коэффициент отслоения П увеличиваются. Увеличение доли слоя TiCN для П толщиной 8 мкм с 0,25 до 0,75 приводит к росту микротвердости с 22,5 до 27,6 ГПа. При этом рост микротвердости сопровождается увеличением коэффициента отслоения в 1,6 раз. П TiCN само по себе является очень твердым, и поэтому факт увеличения микротвердости и коэффициента отслоения является закономерным.

Таким образом, видно, что конструкция и состав многослойного П оказывает существенное влияние на их структурные параметры и механические свойства.

# ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ИЗНОСОСТОЙКИХ ИОННО-ПЛАЗМЕННЫХ ПОКРЫТИЙ С ПЕРЕХОДНЫМИ АДГЕЗИОННЫМИ СЛОЯМИ

Табачков В.П., Рандин А.В., Афанасьев М.Е.

*Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия,  
[vpt@mf.ulstu.ru](mailto:vpt@mf.ulstu.ru)*

В настоящее время широкое применение для повышения работоспособности режущего инструмента (РИ) получил метод нанесения покрытий (П) из плазменной фазы с ионной бомбардировкой (КИБ). Однако высокий уровень остаточных напряжений в П из-за различия его физико-механических, теплофизических свойств и инструментальной основы (ИО) приводит к снижению прочности сцепления с ИО и, как следствие, – периода стойкости РИ.

Выдвинуто предположение, что нанесение между П и ИО переходного адгезионного слоя (ПАС), химический состав которого близок к материалу как П, так и ИО, позволит снизить остаточные напряжения, повысить прочность сцепления с ИО и, тем самым, период стойкости РИ.

С целью определения химического состава ПАС, обеспечивающего максимальное снижение остаточных напряжений, были проведены расчеты напряжений в одно-, двух- и трехслойных П с ПАС. Результаты расчета показали, что наибольшее снижение остаточных напряжений обеспечивают ПАС, в состав которых входят элементы верхнего слоя П и железо. Нанесение ПАС на основе тугоплавких металлов и их нитридов приводит к повышению величины остаточных напряжений в П по сравнению с П TiN.

Для проверки расчетных данных были проведены экспериментальные исследования структурных параметров и механических свойств П с ПАС. В качестве верхнего слоя П использовали нитриды TiN и (Ti, Zr)N; ПАС для П TiN наносили на основе титана и железа (Ti – Fe), сложного нитрида титана и железа (Ti, Fe)N, а также их сочетания; для П (Ti, Zr)N – на основе сочетания чистых титана, циркония, железа (Ti – Zr – Fe) и их нитрида (Ti, Zr, Fe)N. Наносили П на пластины из быстрорежущей стали Р6М5К5 на установке «Булат – 6Т».

Установлено, что наличие ПАС практически не изменяет период кристаллической решетки, полуширину рентгеновской линии и микротвердость, однако значительно снижает остаточные напряжения. При этом величина снижения последних определяется составом ПАС и соотношением его толщины и верхнего слоя П. Так, для П на основе TiN наибольшее снижение остаточных напряжений имело место в случае использования ПАС (Ti – Fe) и составило 42 %. Наличие ПАС (Ti, Fe)N уменьшает величину остаточных напряжений на 30 %. Полученные экспериментальные данные хорошо согласуются с расчетными. Снижение остаточных напряжений привело к повышению прочности сцепления П с ИО. При этом величина снижения коэффициента отслоения также зависит от соотношения толщин ПАС и верхнего слоя П. Наибольшая прочность сцепления для П на основе TiN наблюдалась при использовании ПАС на основе чистых титана и железа (снижение коэффициента отслоения составило 79 %). Наличие ПАС (Ti – Zr – Fe) и (Ti, Zr, Fe)N привело к снижению остаточных напряжений на 46 % и коэффициента отслоения на 60 % по сравнению с П (Ti, Zr)N.

Исследованиями интенсивности износа установлено, что для РИ с П с ПАС она в 1,4 – 3 раза ниже по сравнению с однослойными П в зависимости от составов ПАС, верхнего слоя П и соотношения их толщин.

## ФРИКЦИОННЫЕ СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ

Колубаев Е.А.<sup>1</sup>, Сизова О.В.<sup>1</sup>, Брюхов В.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,*

<sup>2</sup>*Томский политехнический университет, Томск, Россия,*

[kav@ispms.tsc.ru](mailto:kav@ispms.tsc.ru)

В данном сообщении представлены результаты сравнительных исследований закономерностей формирования градиентных структур в поверхностных слоях алюминиевой бронзы при ионной имплантации и трении, а также результаты триботехнических испытаний пары трения «модифицированная ионной имплантацией бронза - закаленная сталь ШХ15».

Ионная имплантация осуществлялась в среде аргона и азота с применением мишени TiV<sub>2</sub>. Расчетная доза облучения составила 4·10<sup>17</sup> ион·см<sup>-2</sup>. На часть образцов перед имплантацией наносили слой MoS<sub>2</sub>. Испытания на трение скольжения проводили на установке СМТ-1 в режиме сухого трения и трения со смазкой (граничное трение) по схеме «вал – колодка». В качестве смазки применяли моторное масло. Граничное трение обеспечивалось частичным погружением ролика в масло.

В результате имплантации в поверхностном слое алюминиевой бронзы формируется градиентная структура сложного состава. Микрорентгеноспектральный анализ указывает на присутствие атомов Ti в поверхностном слое. Очевидно, что атомы других элементов также легируют поверхностный слой. Оптическая металлография не выявила различий в структуре имплантированных и не имплантированных образцов.

Триботехнические испытания в режиме сухого трения показали, что все образцы испытывают адгезионное изнашивание, которое сопровождается намазыванием бронзы на дорожку трения ролика. На отдельных участках дорожки трения и бронзы, и стали присутствуют следы окисленного материала, что свидетельствует о высокой температуре в зоне трения. Различия у образцов имплантированных и не имплантированных проявились при сравнении моментов трения. У не имплантированного образца момент трения в начале испытаний имел минимальное значение, затем, постепенно увеличиваясь, достиг к концу испытаний величины, в три раза большей начальной. Имплантированные образцы проявили себя иначе. Момент трения в течение первых трех часов снизился в 2-3 раза и вышел на уровень минимального значения, которое наблюдали в начале испытаний не имплантированного образца. Износ у всех испытанных образцов был равномерным в течение всего времени испытаний. Однако износостойкость образцов, модифицированных имплантацией, оказалась выше, чем не имплантированных. При больших нагрузках отличия в поведении заключаются в том, что момент трения не имплантированного образца изменяется скачкообразно. Это свидетельствует о нестабильности работы сопряжения, связанной с сильным адгезионным взаимодействием, сопровождающимся вырывами металла с последующим выглаживанием поверхности трения. Моменты трения образцов с модифицированными поверхностями достаточно равномерны во времени и не имеют существенных скачков.

При трении в смазочной среде поверхность ролика остается чистой. При испытаниях имплантированных образцов температура масла была значительно ниже, чем при испытаниях образцов, не подвергнутых имплантации. Момент трения модифицированной бронзы оказался в 2-10 раз меньше, чем не модифицированной.

## ОСОБЕННОСТИ ДЕГРАДАЦИИ СТРУКТУРЫ ПРИ ТРЕНИИ И ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА ИЗНАШИВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ

Колубаев А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,*  
[kav@ispms.tsc.ru](mailto:kav@ispms.tsc.ru)

Изучение процессов трения и изнашивания металлов и сплавов показывает, что деградация структуры материалов при трении и формирование частиц износа подчиняются общим закономерностям, обусловленным локализацией напряжений в поверхностном слое. Данные напряжения, которые существенно превышают средние приложенные давления, относятся к разряду высоких и в сочетании со сдвиговыми деформациями приводят к образованию фрагментированной структуры и пластическому течению материала в поверхностном слое, имеющем толщину от единиц до нескольких сотен микрометров.

Детальный анализ эволюции фрагментированной структуры указывает на то, что течение в поверхностном слое не является кристаллографическим, а осуществляется в результате массопереноса, который связан с движением (включая ротационное) фрагментов разного масштабного уровня, представляющих собой элементарные носители пластического течения. В пользу этого заключения свидетельствует оценка коэффициента динамической вязкости в поверхностном слое, выполненная нами с учетом нестационарности взаимодействия микронеоднородностей поверхности, который имеет порядок  $10^2$  Па·с. Столь низкое значение вязкости и мгновенные напряжения большой величины при трении, локализованные в поверхностном слое, способны вызвать перемещение фрагментов субструктуры вдоль поверхности трения. Действительно, как следует из работ В.Е. Панина, структурные элементы деформации (мезофрагменты) смещаются и поворачиваются как целые, участвуя в некристаллографическом скольжении. Существует и множество других подтверждений разномасштабности процесса деформирования при трении, поэтому процессы эволюции и разрушения поверхностных слоев необходимо рассматривать на микро-, мезо- и макромасштабных уровнях.

В соответствии с концепцией В.Е. Панина формирование и отрыв дискретной частицы износа связаны с вихревым характером пластического течения в приповерхностных слоях трения и локализацией напряжений по границам мезовихрей. Данные напряжения ответственны за появление микротрещин по границам фрагментов и определяют разрушение поверхности трения. Кроме того, наличие высокодисперсной фрагментированной структуры и возможность перемещения фрагментов относительно друг друга обуславливают эффекты экструзии на тех участках поверхности, на которых тангенциальные и нормальные напряжения превышают критические. В дальнейшем эти участки выглаживаются, что ускоряет удаление материала с поверхности.

Таким образом, формирование фрагментированной структуры при трении в значительной мере определяет триботехнические свойства скользящего контакта. Вторичные структуры на поверхности экранируют нижележащие слои от механической и физико-химической деструкции. Регулируя скорость образования вторичных структур путем использования методов упрочнения или применения специальных смазок, можно добиться снижения или повышения склонности поверхностных слоев к пластической деформации как наиболее активизирующему износ процессу. Тем самым можно увеличить диапазон нормального трения без повреждаемости и с минимальным износом.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ПРОЦЕССОВ УСТАЛОСТНОГО ИЗНОСА МЕТОДОМ КИНЕТИЧЕСКОГО ИНДЕНТИРОВАНИЯ

Булычев С.И., Алехин В.П.

*Московский государственный индустриальный университет, Москва, Россия*

Пьен Й.С.

*Дизайн Мекка / Сан Мун университет, Асан, Южная Корея*

Показано, что испытание материалов способом регистрации процесса непрерывного вдавливания индентора в виде диаграммы "нагрузка на индентор  $P$  - глубина отпечатка  $h$  - время  $t$ ", позволяет более полно охарактеризовать напряженно-деформированное состояние в трибосопряжении и усовершенствовать известную теорию механического износа. Основными эксплуатационными характеристиками этого процесса являются удельное давление  $p$  в трибосопряжении и коэффициент трения  $f$ . Рассмотрена та доля  $f$ , равная  $f_p$ , которая определяется пластической деформацией микровыступов. Если пластическая деформация микровыступов отсутствует, то эта составляющая коэффициента трения практически равна нулю. Допустимое номинальное давление  $p$  и соответствующий коэффициент трения зависят от комплекса трех независимых характеристик: от физико-механических свойств материала, от параметров шероховатости поверхностей и от режимов и условий их эксплуатации. Таким образом, эта взаимосвязь определяет износостойкость трибосопряжения в зависимости от его конструкции, параметров нагружения и свойств материала. Рассмотрена задача разработки подходов к оценке износа с учетом общей (упругой и пластической) деформации микровыступа с использованием метода кинетического индентирования; показано, что ширина петли гистерезиса и соответствующая пластическая деформация является важным параметром процессов усталости и износа. Величина этой деформации значительна в интервале перехода от упругих к развитым пластическим деформациям. Именно этот интервал характерен для трибосопряжения на этапе стационарного износа большинства машин и механизмов.

Предельное число циклов  $N_c$  повторного очага контакта определяется критическим значением  $\varepsilon_c$  накопленной пластической деформации и равно:

$$N_c = (HM/p)\varepsilon_c(Df/d)/0,134,$$

где  $HM$  – твердость по Мейеру,  $p$  – удельное давление в трибосопряжении,  $D_f$  – диаметр поверхности разрушенного (восстановленного) отпечатка,  $d$  – диаметр сферического отпечатка.

## **КИНЕТИКА И МЕХАНИЗМ ИЗНОСА ТВЕРДОСПЛАВНОГО ИНСТРУМЕНТА ИЗ МАТЕРИАЛОВ ТИПА ВК ПРИ ПОВЕРХНОСТНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКЕ**

Алехин В.П., Алехин О.В., Боровин Ю.М.

Московский государственный индустриальный университет, Москва, Россия

Пьен Й.С., Пак Ж.Х., Азума Ш.Н.

Дизайн Мекка / Сан Мун университет, Асан, Южная Корея

Упрочняющая ультразвуковая обработка (УЗО) относится к методам поверхностного пластического деформирования, при которых инструмент, получая колебания от ультразвукового генератора с заданной частотой, дискретно воздействует на обрабатываемую поверхность, прижимаясь к ней с определенным усилием. При этом рабочая часть инструмента находится в условиях сложного динамического нагружения, а температура в точках контакта выглаживателя с обрабатываемой деталью повышается до 600 — 700 °С.

Изучен механизм износа рабочей части инструмента из твердого сплава ВК8 при УЗО деталей из стали ШХ15СГ. Установлено, что основным видом износа является усталостный. Адгезионный, диффузионный, абразивный и другие виды износа не играют в данном случае существенной роли.

Поскольку основные показатели УЗО (мгновенная температура, скорости деформирования и деформации, напряжения) наиболее близки к резанию, то основным материалом инструмента при его исследовании на износостойкость принимался твердый сплав группы ВК (мелкозернистый и среднезернистый, содержание кобальта 2 – 15 % вес: ВК2, ВК8, ВК15, ВК4М, ВК8М, ВК15М), изготовленный во ВНИИТСе (стандартные столбики 5 x 5 x 35 мм). Пористость сплава была  $\alpha$  белее 0,2 % (объемы), сплавы не имели  $\alpha$ -фазы и содержали микроследы графита. Дополнительно ультразвуковой инструмент изготавливался из стали (ШХ15,Р18,Р6М5), твердого сплава группы ТК (Т15Кб, Т30К4) и группы ВК (особомелкозернистые ВК60М, ВК100М), синтетического алмаза АСПК - 3.

## **ОСНОВНЫЕ СВОЙСТВА ВОДОРОДАККУМУЛИРУЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В НИКЕЛЬ-МЕТАЛЛОГИДРИДНЫХ АККУМУЛЯТОРАХ**

Мордовин В.П., Алехин В.П.

Московский государственный индустриальный университет, Москва, Россия

Пьен Й.С.

Дизайн Мекка / Сан Мун университет, г. Асан, Южная Корея

Рассмотрены различные аспекты аккумуляирования водорода с помощью металлгидридных материалов – процесс гидридообразования и основные свойства: сорбционная емкость, стабильность гидридной фазы, гистерезис между процессами абсорбции и десорбции водорода. Обсуждаются вопросы активации и деградации металлгидридных материалов. Приводятся основные типы металлгидридных материалов и проводится их сопоставление по основным свойствам.

Рассмотрена работа никель-металлогидридных аккумуляторов. Приводятся химические составы для некоторых современных металлгидридных материалов, в том числе для электродов аккумуляторов.

# ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА МЕДНОЙ ОСНОВЕ С ЖЕЛЕЗОСОДЕРЖАЩИМИ НАПОЛНИТЕЛЯМИ

Фадин В.В., Алеутдинова М.И., Беляев С.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,*  
[rvy@ispms.tsc.ru](mailto:rvy@ispms.tsc.ru)

В современных устройствах, обеспечивающих движение сопряженных деталей, применяются десятки различных антифрикционных и фрикционных материалов, среди которых большое число спеченных многокомпонентных композиций. Сочетание нескольких компонентов с различающимися свойствами позволяет создавать спеченные материалы с уникальными и очень важными для техники свойствами. Спечённые композиты на медной основе наиболее распространены, тогда как спеченные материалы на медной основе, содержащие порошки легированных сталей и чугунов в качестве композиционных добавок, встречаются в настоящее время редко. Применение указанных добавок представляет интерес для получения композиционных материалов с улучшенными эксплуатационными характеристиками. В качестве такого рода добавок могут использоваться не только промышленные порошки легированных сталей, но и порошки, получаемые в результате переработки отходов металлообработки, а также модельные материалы. Исследование композитов с такими структурными составляющими может представлять научный и практический интерес вследствие их возможного удешевления и более лёгкого получения.

В данной работе рассмотрены механические свойства, микроструктура и износостойкость спечённых модельных композитов матрично наполненного типа, в которых наполнителем служат порошки стали Р6М5, гранулы высокохромистого аустенитного и серого чугунов размером 250-500 мкм и порошок стали ШХ15, переработанный из шлифовального шлама. Для сравнения изготовлены также композиты с порошком железа ПЖ-3 в качестве наполнителя. Предполагается, что с увеличением содержания меди в композиции твердость и прочность должны уменьшаться. Однако в явном виде эта зависимость наблюдается только для материала медь-железо и очень слабо для композитов медь-сталь Р6М5 и медь-сталь ШХ15. В системах с аустенитным и серым чугунами механические свойства возрастают с увеличением содержания меди до 80 об.%. Эти особенности механических свойств неоднозначно влияют на трение и износ. При сухом трении скольжения со скоростью 4.7 м/с и нагрузке 0.5 МПа по схеме вал-колодка (вал – ст.45 (50 HRC)) композиция медь-аустенитный чугун проявляет хорошую износостойкость и коэффициент трения  $\sim 0.3$  при отсутствии графита в композиции. Такие свойства могут реализоваться за счёт формирования упругого контакта в зоне трения чугун-сталь. Кроме того, достаточно высокая пористость (до 27%) позволяет пропитывать такую композицию маслом и усиливать антифрикционные характеристики.

В отличие от этого материалы медь-серый чугун изнашиваются быстро, поэтому серый чугун не может быть эффективной структурной составляющей для износостойких композиций. Хорошие износостойкость и коэффициент трения ( $\sim 0.3$ ) имеет композиция медь – порошок стали ШХ15. У композиции медь - Р6М5 при сопоставимом коэффициенте трения износостойкость ниже. Введение графита в эти материалы заметно улучшают характеристики трения без серьёзного ослабления механических свойств. По результатам исследований выработаны принципы создания гетерогенных композиционных материалов триботехнического назначения.

# ПОВЫШЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ПАРЫ «ТОРМОЗНОЙ ДИСК – КОЛОДКА» АВТОМОБИЛЕЙ ВАЗ: ВЗАИМОСВЯЗЬ СОСТАВА, СТРУКТУРЫ И ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ ПАРЫ ТРЕНИЯ

Болдырев Д. А., Криштал М. М., Цалина Н. Б., Выбойщик М. А.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ»,  
Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия  
[Krishtal@dd.vaz.tlt.ru](mailto:Krishtal@dd.vaz.tlt.ru)*

Для изготовления тормозных дисков в ОАО «АВТОВАЗ» используется серый перлитный чугун Gh190, соответствующий по механическим свойствам и микроструктуре марке СЧ25 (ГОСТ 1412-85). В импортных (альтернативных) аналогах также используются серые чугуны перлитного класса, соответствующие отечественным маркам СЧ25 и СЧ15. Однако тормозные диски зарубежных изготовителей отличаются более высокими эксплуатационными свойствами. Это обусловлено рядом их характерных отличий по химическому составу, структуре и свойствам от чугуна Gh190, а также работающим с ним в паре материалом контртела. Фрикционные материалы, используемые в накладках тормозных колодок импортных и отечественных изготовителей, различаются как по компонентному составу, так и по размеру и дисперсности структурных составляющих, что оказывает влияние на их изнашивающую способность и коэффициент трения пары.

Нами было проведено комплексное исследование чугунов тормозных дисков и фрикционных материалов тормозных колодок различных производителей, применяемых для разных автомобилей. Оценивалось влияние состава и структуры материала тормозных дисков на его износостойкость, а также влияние материала колодок на коэффициент трения пары и износ тормозных дисков.

Триботехнические испытания образцов из материалов исследуемой пары трения (не менее 6 испытаний на каждый вариант) проводили на универсальной машине для испытаний на трение и износ по схеме «ролик – пластина». Из материалов тормозных колодок были изготовлены образцы в виде пластин, а из чугунов – образцы в виде роликов. Режим испытаний: нормальная нагрузка – 36 Н, линейная скорость – 6,23 м/с, время проведения одного испытания – 10 минут. Износ чугунных образцов определялся весовым способом (средняя величина износа определялась при доверительной вероятности 80%). В конце испытания определялся коэффициент трения пары.

Путём металлографического и химического анализов, а также механических испытаний получены следующие результаты.

1. Основное отличие материалов-аналогов тормозных дисков по сравнению с чугуном Gh190 сводится к тому, что они содержат в 2–8 раз больше серы (до 0,080%). Это соответствует наличию в структуре чугунов сульфидов MnS глобулярной формы от 0,06 до 0,22%. В структуре чугуна Gh190 сульфидов практически нет. Помимо этого в некоторых аналогах имеет место повышенное (до уровня легирующих элементов) содержание молибдена – до 0,32%, который, растворяясь в металлической матрице, повышает износостойкость материала в процессе трения за счёт изменения его исходной микроструктуры, и ванадия – до 0,02%, являющегося достаточно сильным карбидообразователем.

2. В структуре некоторых материалов-аналогов присутствует феррит, количество которого варьируется от следов до 15%. Исследованные образцы чугуна Gh190 имели чисто перлитную структуру.

3. Имеются отличия по типу графита. В исследованных образцах чугуна Gh190 и некоторых чугунах-аналогах преобладает графит типа А, а также может присутствовать графит типов В, D, а иногда – Е.

4. Все материалы-аналоги по сравнению с чугуном Gh190 имеют существенно меньшую величину временного сопротивления, что обусловлено повышенным содержанием серы, оказывающей охрупчивающее воздействие. Причём по величине временного сопротивления  $\sigma_B$  материалы-аналоги соответствуют как марке чугуна СЧ15 (по ГОСТ 1412-85,  $\sigma_B \geq 150$  МПа), так и марке СЧ25 (по ГОСТ 1412-85,  $\sigma_B \geq 250$  МПа).

5. Средняя твёрдость по Бринеллю чугунов-аналогов в целом ниже, чем у чугуна Gh190.

6. Материал фрикционных накладок всех исследованных тормозных колодок представляет собой композит, состоящий из фракций различной степени дисперсности и химического состава, включающего 7–9 элементов, связанных наполнителем.

По результатам триботехнических испытаний необходимо отметить следующее:

1. Наличие сульфидов в структуре чугунов-аналогов (за счёт повышенного содержания серы) приводит к повышению износостойкости по сравнению с чугуном Gh190 в 1,1...1,8 раза. Однако этот эффект частично подавляется за счёт снижения твёрдости. В заданных условиях испытаний чугун Gh190 показал наихудшие триботехнические свойства при испытаниях со всеми типами тормозных колодок.

2. Величина износа всех исследованных чугунов при работе с импортными фрикционными материалами в 2,5 и более раз ниже, чем при работе с фрикционными материалами отечественного производства.

3. Коэффициент трения пары составляет 0,32...0,53 для всех исследованных вариантов.

Таким образом, имеются реальные предпосылки для повышения износостойкости пары трения «тормозной диск – тормозная колодка» за счёт оптимизации состава и структуры материалов этой пары трения.

## **ВЛИЯНИЕ МИКРОЛЕГИРУЮЩИХ ДОБАВОК НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ СЕРОГО ЧУГУНА ПРИ РАБОТЕ В ПАРЕ С ФРИКЦИОННЫМ МАТЕРИАЛОМ**

Болдырев Д. А., Цалина Н. Б., Криштал М. М., Выбойщик М. А.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ»,  
Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия  
[Krishtal@dd.vaz.tlt.ru](mailto:Krishtal@dd.vaz.tlt.ru)*

Для изготовления тормозных дисков используется серый перлитный чугун Gh190, соответствующий по механическим свойствам и микроструктуре марке СЧ25 (ГОСТ 1412-85). Однако по сравнению с материалами аналогов чугун Gh190 имеет более низкую износостойкость. Для повышения эксплуатационных свойств и ресурса ходимости этой детали в состав чугуна могут вводиться в определённых концентрациях компоненты, повышающие его физико-механические и триботехнические характеристики. Химический состав альтернативных марок чугунов, используемых для изготовления тормозных дисков, отличается более высоким содержанием таких элементов, как S, Mo и Ti. Высокое содержание S в чугуне (до 0,080%) благоприятно сказывается на его износных свойствах, только благодаря её связыванию в сульфид марганца (MnS), который всегда имеется в материале в достаточном количестве. Противоизносное влияние MnS имеет место при концентрации S в чугуне не менее 0,02%. Mo, являясь достаточно дорогим и дефицитным элементом, вводимый в микродозах, растворяется в феррите перлита, тем самым упрочняя его. При содержании более 0,2% Mo может положительно влиять на образование модифицированных слоёв в сером чугуне в процессе трения. Введение в малых концентрациях Ti, как достаточно сильного карбидообразователя, легирует металлическую матрицу. Однако при более высокой его

концентрации повышается вероятность отбела отливок в результате накопления Ti в возврате из-за крайне низкой способности к окислению и угару.

Нами было проведено исследование износостойкости специально приготовленных образцов чугуна с различными микролегирующими добавками. Испытания образцов из материалов пары трения (не менее 6 на вариант) проводили на универсальной машине трения по схеме «ролик (чугун) – пластина (фрикционный материал)». Режим испытаний: нормальная нагрузка – 72 Н, линейная скорость – 3,12 м/с, время проведения одного испытания – 10 минут. Износ чугунных образцов определялся весовым способом В конце испытания определялся коэффициент трения пары. По результатам износных испытаний необходимо отметить следующее:

1. Увеличение содержания в чугуне Gh190 серы с 0,026% до 0,070% вызвало повышение уровня износостойкости в 1,3 раза.

2. При повышении в чугуне Gh190 содержания серы и молибдена до 0,07% и 0,3% соответственно, его износостойкость возросла в 1,4 раза.

3. При увеличении в чугуне Gh190 содержания серы и молибдена до 0,07% и 0,6% соответственно, его износостойкость выросла в 1,6 раза.

4. Совместное легирование чугуна Gh190 серой, молибденом и титаном (0,07% S; 0,6% Mo и 0,02% Ti) приводит к снижению его износа в 1,8 раза.

5. Коэффициент трения пары во всех случаях находился в пределах 0,56...0,60.

Необходимо отметить, что введение в чугун молибдена приводит к значительному повышению его твердости, а дополнительное введение титана вызывает ее снижение до уровня базового варианта.

## **МЕХАНИЗМ СНИЖЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ СЕРОГО ЧУГУНА В ПРОЦЕССЕ ЕГО ЭКСПЛУАТАЦИИ В ПАРЕ ТРЕНИЯ «ТОРМОЗНОЙ ДИСК – КОЛОДКА»**

Криштал М. М., Болдырев Д. А., Выбойщик М. А.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ»,  
Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия  
[Krishtal@dd.vaz.tlt.ru](mailto:Krishtal@dd.vaz.tlt.ru)*

В настоящее время проблема повышения качества материалов для деталей и узлов тормозной системы становится особенно актуальной.

Особенность работы тормозного диска заключается в том, что его контактная поверхность в процессе торможения испытывает многократное термоциклирование, сочетающееся с высокими динамическими нагрузками и вибрацией. Это комплексное воздействие вызывает изменение микроструктуры материала (серый чугун типов СЧ15, СЧ25) тормозного диска. Причём изменённая структура характеризуется заниженными износно-фрикционными свойствами.

Исходная микроструктура чугуна Gh190, применяемого в ОАО «АВТОВАЗ» (типа СЧ25) – пластинчатый перлит, графит типов А (тонкие, без преимущественного направления, равномерно расположенные пластинки) и В (пластинки, собранные без преимущественного направления в розетку, причём сердцевина розетки занята более тонкими пластинками). При этом по объёму существенных отличий не наблюдается. В микроструктуре чугуна тормозного диска, снятого после пробега 52300 км, были замечены следующие изменения в поверхностной зоне на глубине до 5 мм:

- наличие 10% феррита;
- отсутствие графита типа В;

– появление графита типа E (мелкие с преимущественным направлением пластинки, сгруппированные в древовидные зоны).

Нами было проведено моделирование многоциклового нагрева материала тормозного диска на универсальной машине трения для испытаний на трение и износ на чугунном роликовом образце при работе в паре с фрикционным материалом тормозной колодки. Изменения микроструктуры материала образца на глубине 1 мм были аналогичными.

Таким образом, установлена причина снижения износостойкости тормозных дисков после длительного пробега – обезуглероживание поверхностного слоя за счёт растворения цементита перлита и выгорания углерода, активизированное термоциклированием. Путём введения в состав чугуна элементов-карбидообразователей предположительно можно замедлить эти процессы, снизив интенсивность появления в структуре феррита, а также повысить дисперсность феррито-цементитиной смеси (коэффициент морфологии перлита).

## ИССЛЕДОВАНИЕ УПРУГИХ ХАРАКТЕРИСТИК ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Киселева Т.Д., Осинская Ю.В.

*Самарский государственный университет, Самара, Россия,*  
[ojv@ssu.samara.ru](mailto:ojv@ssu.samara.ru)

Титан входит в состав пружинных сплавов, используемых в промышленности, особенно в самолетостроение. Титановые сплавы должны обладать высокой прочностью в условиях статического, циклического или динамического нагружения, пластичностью и вязкостью, а так же специальными механическими свойствами и, в первую очередь, высоким сопротивлением, малыми пластическим деформациям при различных температурах.

Актуальность данной работы вызвана наличием в настоящее время проблемы изыскания сплавов титана и методов их упрочнения для использования их в качестве материала упругих элементов.

Данная работа посвящена разработке технологии упрочняющей термической обработки титановых сплавов, повышению надежности работы, снижению веса конструкции.

Изучение влияния различных режимов термообработки на структуру и механические свойства проводилась на образцах из титановой проволоки сплава ВТ16. Рассмотрены различные температуры закалки в области  $\alpha$  и  $\beta$  переходов.

В работе исследована релаксационная стойкость титановых сплавов, проведен расчет остаточных напряжений при различных углах закрутки. Предложена программа по расчету остаточных напряжений, исследована структура сплава ВТ16 после различных режимов термической обработки.

Структура поверхности образцов после испытания на кручение исследовалась на электронном микроскопе. На наружных слоях образцов на первой стадии пластической деформации формируется зона с выходом линии искажения на поверхность.

Фрактографическое исследование образцов после испытания на кручении и растяжение показало, что изломы имеют различное строение как в макромасштабе, так и в микромасштабе. Излом после испытания на кручении имеет ступенчатый выступ, исходящий из центра образца, от которого одна плоскость разрушения выступает над другой.

Повышение температуры закалки от 780 °С до 850 °С приводит к снижению прочностных свойств сплавов и повышению его пластичности. Повышение темпера-

туры старения до 500 °С значительно измельчает зерна β фазы, но большого различия от структуры, полученной при 450 °С, не наблюдается. Однако незначительные изменения температуры нагрева под закалку значительно влияют на механические свойства сплава ВТ16.

Испытания пружин на циклическую прочность показали, что винтовые пружины из сплава ВТ16 не изменили свою форму и размеры, что и определяет возможность применения их в промышленности.

## ПРИМЕНЕНИЕ МАГНИТНОГО МЕТОДА ДЛЯ ОЦЕНКИ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ СТАЛЬНЫХ КОНСТРУКЦИЙ

Агинея Р.В.<sup>1</sup>, Андронов И.Н.<sup>2</sup>, Теплинский Ю.А.<sup>1</sup>, Кузьбожев А.С.<sup>1</sup>, Богданов Н.П.<sup>2</sup>

1. филиал ООО «ВНИИГАЗ» - «Северниптигаз» Ухта, Р. Коми.

2. Ухтинский Государственный Технический Университет, Ухта,

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

Исследовано изменение магнитной анизотропии в сплавах Ст2, Ст4 при изотермическом деформировании растяжением. В качестве объектов исследований использовали плоские образцы с размером поперечного сечения 5×50 мм и длиной рабочей части 280 мм. Механические опыты проводили на разрывной установке МР-100. Магнитные измерения осуществляли при помощи коэрцитиметра КРМ-ЦК-2М, позволяющего определять коэрцитивную силу магнитного материала  $H_c$  вблизи плоской поверхности образца согласно методам, изложенным в [1,2]. Для заданного представительного участка поверхности образца определяли коэрцитивную силу для четырех направлений: два значения  $H_{c1}$  и  $H_{c3}$  для осевых направлений, и два значения  $H_{c2}$  и  $H_{c4}$  для направлений перпендикулярных осевому. После этого находили средние значения коэрцитивных сил в направлениях, параллельном и перпендикулярном оси образца, по формулам (1)

$$H_{\parallel} = (H_{c1} + H_{c2})/2 ; \quad H_{\perp} = (H_{c3} + H_{c4})/2 \quad (1)$$

По значениям  $H_{\parallel}$  и  $H_{\perp}$  определяли степень магнитной анизотропии материала, согласно (2)

$$\alpha = (H_{\perp} - H_{\parallel}) / (H_{\perp} + H_{\parallel}) \quad (2)$$

Опыты показали, что на начальных стадиях нагружения (в упругой области) наблюдается заметный рост магнитной анизотропии  $\alpha$ , который прекращается при значениях напряжений  $\sigma$ , несколько превышающих величину предела текучести  $\sigma_{0.2}$ . При последующем пластическом деформировании указанные величины изменяются по нисходящей линии.

Анализ полученных данных показывает, что в условиях одноосного напряженного состояния объекта с ростом уровня напряжений увеличивается степень магнитной анизотропии  $\alpha$  металла, которая прекращается при значениях напряжений, близких к  $\sigma_{0.2}$ . Следует надеяться, что введенный выше безразмерный коэффициент  $\alpha$  может эффективно использоваться и при анализе сложного напряженного состояния.

1. В.Ф. Новиков, Т.А. Яценко, М.С. Бахарев. // Дефектоскопия. 2001. №11. С.51-57.
2. В.Ф. Мужижкий, Б.Е. Попов, Г.Я. Безлюдько. // Контроль. Диагностика. 2000. № 9. С 48 – 50.

## ИЗМЕНЕНИЕ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ И СТРУКТУРЫ ПОКРЫТИЙ $Ni_3Al$ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИОННЫХ ПУЧКОВ

Сергеев В.П., Федорищева М.В., Воронов А.В., <sup>1</sup>Попова Н.А

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

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

<sup>1</sup>*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск*

Интерметаллидные соединения  $Ni_3Al$  и  $NiAl$  обладают рядом уникальных свойств и являются перспективными материалами для применения в промышленности. Представляет интерес изучение физико-механических свойств и структуры покрытий на основе этих материалов, поскольку во многих практических применениях поверхностный слой материала играет определяющую роль в процессе эксплуатации изготовленных из него деталей и узлов. Покрытия получали на подложке из  $\alpha$ -Fe при совмещении метода магнетронного напыления с ионнолучевой обработкой (ИЛО). Это позволяет управлять структурно-фазовым состоянием и свойствами материала, содержащими наноструктуры. В работе исследовано влияние ионнолучевой обработки и температуры осаждения на микроструктуру, фазовый состав, упорядочение и трибологические свойства полученных покрытий.

Методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (ПЭМ) тонких фольг на просвет показано, что основу всех напыленных покрытий составляет фаза  $Ni_3Al$ . В образцах с ИЛО присутствует небольшое количество фаз  $NiAl$  и  $AlFe_3C$ . Необходимо отметить, что для данного состояния имеются кольцевые и точечные рефлексы этой фазы, то есть пленка  $AlFe_3C$  находится как в аморфном, так и кристаллическом состояниях. Располагается она внутри зерен  $Ni_3Al$  и по границам раздела в виде частиц размером несколько нанометров. В образцах без ИЛО содержится также карбид  $AlFe_3C$  в виде аморфных пленок на границе раздела между покрытием и подложкой. Здесь имеются только кольцевые рефлексы фазы  $AlFe_3C$ .

При исследовании морфологии поверхности методом атомной силовой микроскопии осажденного покрытия при ИЛО наблюдается уменьшение размеров кристаллитов до 100-200 нм. Распределение кристаллитов в случае нанесения покрытия в условиях ионно-лучевой обработки неупорядоченное, в отличие от покрытий без ионнолучевой обработки, которые состоят из зерен, группирующихся в параллельные зоны.

Ионнолучевая обработка в процессе напыления покрытия приводит к уменьшению размеров зерен основной фазы, понижению внутренних упругих напряжений, уменьшению параметра дальнего атомного порядка и увеличению параметра решетки подложки  $\alpha$  - Fe в области границы с покрытием. Повышение температуры подложки при нанесении покрытий приводит к увеличению параметра порядка как в образцах с ИЛО, так и без нее.

При исследовании трибологических свойств показано, что напыление покрытий  $Ni_3Al$  на подложки  $\alpha$  - Fe приводит к увеличению износостойкости на установившейся стадии износа в 1,6 раза и уменьшению коэффициента трения в 1,1 раза; дополнительная ионнолучевая обработка повышает износостойкость в 3 – 4,5 раза по сравнению с износостойкостью образцов без покрытия, и снижает коэффициент трения в 1,5 раза. Величина износа образцов с покрытием пропорциональна величине внутренних упругих напряжений в покрытии.

## МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОСТРУКТУРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ КАРБОНИТРИДОВ ТИТАНА И АЛЮМИНИЯ

Сергеев В.П., Федорищева М.В., Воронов А.В., Сергеев О.В.

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

Перспективным направлением создания упрочняющих тонкопленочных покрытий методами вакуумного напыления является усложнение фазового состава и получение новых структурных состояний, обладающих качественно более высоким комплексом эксплуатационных характеристик. Известно, что при магнетронном распылении в реактивной среде мишеней из металлических сплавов при выполнении ряда эксплуатационных условий можно получить нанокристаллические покрытия из карбидов, нитридов или боридов металлов, которые достигают высоких значений микротвердости  $40 \div 50$  ГПа и выше.

В настоящей работе исследуются условия формирования, механические свойства, фазовый состав и структура нанокристаллических покрытий на основе карбонитридов титана и алюминия при магнетронном распылении на постоянном токе мишеней из титана ВТ-1-0 и сплава титана с 16 мас.% алюминия в условиях бомбардировки образующегося конденсата высокоэнергетическим пучком газовых ионов.

Обнаружено, что зависимости микротвердости и модуля упругости покрытий, измеренные с помощью наноиндентора Nanotest 600, имеют экстремальный характер при изменении соотношения парциальных давлений реактивных газов азота и ацетилена с максимумом при  $P_{N_2}/P_{C_2H_2} = 1,7$  при общем давлении  $P_s$  рабочего и реактивных газов 0,2 Па, при этом с ростом  $P_s$  максимум сдвигается в сторону больших значений  $P_{N_2}/P_{C_2H_2}$ . Изменение температуры осаждения покрытий и режима поверхностной обработки ионным пучком также приводит к изменению величин микротвердости и модуля упругости покрытий.

Исследование фазового состава и структуры с использованием методов рентгеноструктурного анализа показывает, что основными фазами покрытия являются нитрид титана (TiN) и карбид титана (TiC). Относительное количество фаз и размер зерен зависит от соотношения парциальных давлений реактивных газов, температуры осаждения и режима ионнолучевой обработки покрытий.

В составе покрытия содержится примерно одинаковое количество мелкодисперсных интерметаллидных фаз  $TiAl$ ,  $Ti_3Al$ ,  $TiAl_3$ , нитрида алюминия  $AlN$  и тройных соединений  $Ti_2AlN$  и  $Ti_3AlC$ . При изучении морфологии поверхности покрытий с помощью атомной силовой микроскопии наблюдали изменение среднего размера и распределения кристаллитов, при этом наибольшим значениям механических характеристик покрытий соответствовали минимальные размеры и равномерное распределение зерен основной фазы.

# ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ И СОСТАВА Al-Si ПОРШНЕВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ РЕСУРСА СОПРЯЖЕНИЯ ПОРШНЯ С ВЕРХНИМ КОМПРЕССИОННЫМ КОЛЬЦОМ

Криштал М.М., Лазутова Е.Б., Чернов В.А.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ», Тольятти, Россия*  
[Krishtal@dd.vaz.tlt.ru](mailto:Krishtal@dd.vaz.tlt.ru)

Поршень двигателя внутреннего сгорания работает при достаточно сложных внешних условиях. Анализ условий работы поршней в современных двигателях автомобилей показывает, что они воспринимают значительные динамические нагрузки, меняющиеся в течение одного цикла по знаку и величине. Разрушение поверхности верхней поршневой канавки происходит в результате трения при радиальном возвратно-поступательном перемещении верхнего компрессионного кольца относительно канавки в агрессивной среде в присутствии абразива, при больших циклических давлениях и повышенной температуре.

Нами проведены комплексные исследования пары трения «верхнее поршневое кольцо – поршневая канавка». Предварительно были исследованы Al-Si сплавы доэвтектического (10% Si), эвтектического (12...13% Si), заэвтектического (18...21% Si) составов [1, 2]. С учетом износа верхнего поршневого кольца дальнейшие исследования были продолжены на эвтектических Al-Si сплавах с различным содержанием легирующих элементов: варьировали содержание кремния, меди и никеля. Испытания проводили в состоянии поставки и после дополнительной термообработки ( $T=270\pm 5^\circ\text{C}$  x 4; 6; 40; 100 часов), моделирующей изменения в поршневых материалах при тяжелых условиях работы зоны верхней поршневой канавки.

По различным лабораторным методикам испытаний на специализированном стенде с возвратно-поступательным движением образцов оценивали износостойкость поршневых сплавов в паре с контртелом из ВЧ60 (материал верхнего компрессионного кольца): неподвижный образец – материал поршня; перемещающийся при возвратно-поступательном движении образец – контртело из ВЧ60. Данная методика задает условия испытаний, наиболее приближенные к реальным, реализуя возвратно-поступательное перемещение образцов в зоне трения при температуре  $250^\circ\text{C}$  в масляной ванне.

На поршневых материалах также проводились механические испытания, исследования микроструктуры, контролировался химический состав.

Результаты показали, что износостойкость поршневых материалов определяется как твердостью, так и структурой. При этом повышение ресурса пары «верхнее компрессионное кольцо - поршень» ограничено жаропрочностью Al-Si сплавов и снижением износостойкости контртела при увеличении содержания кремния в поршневых сплавах. В целом повышение ресурса пары «кольцо – поршень» возможно на пути увеличения содержания кремния в пределах эвтектического состава (в настоящее время на ВАЗе применяют сплав доэвтектического состава АК10М2Н), а также путем увеличения содержания элементов, повышающих жаропрочность сплава.

1. Krishtal M.M., Chudinov V.A. Piston Al-Si Alloys: Correlation between Wear Resistance, Hardness and Structures // Tribology 2000–Plus, Esslingen: Technische Academia, 2000. P.539–545
2. Криштал М.М., Череменин В.П. Поршневые Al-Si сплавы. Взаимосвязь износостойкости, твердости и структуры // I научно-практическая конференция молодых специалистов АО «АВТОВАЗ» (1999 г.). Тольятти: АО «АВТОВАЗ», 2000. С. 26-32

## РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ГАЗОПЛАМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ РАБОЧЕЙ ПОВЕРХНОСТИ КОЛЕЦ БЛОКИРУЮЩЕГО СИНХРОНИЗАТОРА КПП АВТОМОБИЛЕЙ ВАЗ

Череменский В.П., Криштал М.М., Гончаров В.С.

*Исследовательский центр ОАО «АВТОВАЗ»,  
Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия  
[Krishtal@dd.vaz.tlt.ru](mailto:Krishtal@dd.vaz.tlt.ru)*

Необходимость повышения ресурса колец блокирующих синхронизатора шестерни КПП, вызвана увеличением мощности двигателя и нагрузок в коробке передач.

Применяемый в настоящее время на ВАЗе материал кольца (латуни ЛМцАЖН, ЛМцАЖКС), не обеспечивает требуемого ресурса этой детали из-за пластической деформации вершин резьбы конусной части и повышенного износа материала кольца. Традиционно в мировой практике автомобилестроения эта проблема решается путем напыления газотермических покрытий на основе молибдена – в настоящее время в мире применяется до 25% колец с такими покрытиями. Тем не менее, такая операция приводит к повышению стоимости готовых изделий, что требует проведения дополнительных работ по улучшению триботехнических свойств колец блокирующих синхронизатора, с учетом оптимизации их стоимости.

Нами предложен способ нанесения газопламенного покрытия на кольца блокирующего синхронизатора КПП смесью порошков на основе никеля.

Для получения опытных вариантов и оптимизации состава покрытий с заданными свойствами были приготовлены смеси порошков марок П-Н85Ю15 и ПР-Н70Х17С4Р4 с различным процентным соотношением этих порошков в общем объеме смеси. Для сравнения использовался вариант покрытия на основе молибденовой проволоки типа "Спрабонт".

По результатам исследований установлены зависимости величин твердости и износа покрытий от процентного содержания упрочняющего порошка в общем объеме смеси, а также линейного износа блокирующих колец от количества циклов синхронизации.

В качестве основных факторов, влияющих на износостойкость покрытия кольца, определены сторона и угол напыления, состав смеси порошка для покрытия, а также геометрия получения покрытия на резьбе конуса кольца, что позволяет получать качественные износостойкие покрытия для заданных эксплуатационных характеристик кольца. Разработана новая технология получения покрытий на рабочей поверхности колец блокирующих синхронизатора КПП, включающая выбор стороны и угла напыления, состава смеси порошка для получения определенной конструкции кольца.

Сделаны выводы о том, что предлагаемое покрытие рабочей поверхности кольца блокирующего синхронизатора КПП, выполненное методом газопламенного напыления обеспечивает износостойкость рабочей поверхности кольца блокирующего синхронизатора, конуса шестерни на уровне в 4 – 5 раз выше, чем для кольца блокирующего синхронизатора без покрытия и соизмерима с износостойкостью покрытия на основе молибдена.

Показано, что для условий массово – серийного производства данная технология легко применима с одновременным использованием технологии получения необходимой порошковой смеси в виде гибких шнуровых материалов.

## ОЦЕНКА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ИЗНОСОСТОЙКИХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ РЕЖУЩЕГО ИНСТРУМЕНТА

Табаков В.П., Циркин А.В.

Ульяновский государственный технический университет, Ульяновск, Россия,  
[vpt@mf.ulstu.ru](mailto:vpt@mf.ulstu.ru)

Нанесение износостойких покрытий (ИП) является эффективным и широко используемым способом повышения стойкости режущего инструмента. К покрытиям для режущего инструмента предъявляются требования высокой износостойкости, когезионной и адгезионной прочности и некоторые другие. В связи с этим материалы, выбираемые к качеству ИП или слоев в составе многослойных покрытий, подвергаются исследованиям микротвердости, прочности сцепления с основой и т.д. В том же случае, когда разрабатывается ИП для работы в условиях прерывистого резания, на первое место выходит такое свойство, как способность сопротивляться возникновению и развитию усталостных трещин. Поэтому актуальной стала потребность в создании методики оценки трещиностойкости одно- и многослойных покрытий, разрабатываемых для применения при прерывистом резании.

Сущность разработанной методики оценки трещиностойкости ИП путем алмазного индентирования заключается в следующем. При внедрении алмазного конического индентора на твердомере ТК-2М при нагрузке 1000 Н в образец с покрытием образуется лунка с расходящимися от нее радиальными трещинами. Разрушение ИП вокруг лунки происходит путем отслаивания его участков, заключенных между трещинами, причем, чем более стойко покрытие к образованию трещин, тем меньше площадь его разрушения. В зависимости от того, насколько способно покрытие тормозить рост трещин как в радиальном направлении, так и по глубине покрытия, определяется стойкость ИП к трещинообразованию. Оценка трещиностойкости производится по коэффициенту трещиностойкости – соотношению площади разрушенного (отслоившегося) покрытия  $S_0$  к площади потенциально возможного отслоения  $S_{по}$ . Площадь  $S_{по}$  представляет собой геометрическую фигуру, снаружи очерченную многоугольником, стороны которого соединяют вершины трещин, а внутри – диаметром лунки.

$$K_{тр} = \frac{S_0}{S_{по}}$$

Для определения трещиностойкости одно- и многослойных покрытий были проведены эксперименты, результаты которых представлены в таблице.

Трещиностойкость износостойких покрытий

Покрытие	Толщина покрытия $h_{П}$ , мкм	Материал инструмента	Коэффициент трещиностойкости $K_{ТР}$
TiN	6	BK60M	0,78±0,016
TiZrN	6		0,45±0,012
TiCN-TiN	6		0,39±0,009
TiCN-TiZrN-TiN	6		0,28±0,008

Таким образом, из анализа данных экспериментов видно, что многослойные покрытия обладают большей трещиностойкостью по сравнению с однослойными простыми и сложными ИП, а наилучшую трещиностойкость имеет трехслойное покрытие с промежуточным слоем TiZrN, которое, следовательно, целесообразно применять при прерывистом резании.

## О РЕЛАКСАЦИИ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ В ОТЛИВКАХ ИЗ СЕРОГО ЧУГУНА

Выбойщик М. А., Болдырев Д. А., Волков А. И.

*Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти, Россия*  
[bach@dd.vaz.tlt.ru](mailto:bach@dd.vaz.tlt.ru), [civ@dd.vaz.tlt.ru](mailto:civ@dd.vaz.tlt.ru)

Интенсивность процесса релаксации остаточных напряжений в материале чугунных деталей определяется температурой и продолжительностью выдержки при этой температуре, причём даже при комнатной температуре в условиях достаточно длительного вылёживания может происходить релаксация напряжений.

При отработанном технологическом процессе получения чугунных отливок, включающем при остывании их последующее коробление, уровень остаточных литейных напряжений не превосходит предела пропорциональности ( $\sigma_{пл}$ ) материала и его зависимость от деформаций описывается законом Гука ( $\sigma = \varepsilon E$ ). Следовательно, для оценки снижения литейных напряжений в чугунных отливках можно перейти к их относительной зависимости от температурного и временного факторов.

По имеющимся экспериментальным данным была получена абсолютная зависимость снижения остаточных напряжений от температуры отжига и времени выдержки при этой температуре. Результаты, полученные из эксперимента, с достаточной степенью точности описываются экспоненциально-логарифмической зависимостью следующего типа:

$$\varepsilon(t, T) = 100 e^{-\ln[(at)^\alpha + 1]^\beta \ln[(bT)^\gamma + 1]^\delta},$$

где  $\varepsilon(t, T)$  – относительное снижение литейных напряжений в зависимости от температуры отжига и времени выдержки, %;  $t$  – время выдержки при температуре отжига, ч;  $T$  – температура отжига, °С;  $a, b, c, \alpha, \beta, \gamma$  и  $\delta$  – постоянные коэффициенты.

Этой зависимостью может быть описано снижение внутренних напряжений в зависимости от температуры нагрева и времени выдержки в материалах со сходными с серым чугуном свойствами.

Снижение внутренних напряжений в чугунных изделиях в процессе отжига при определённой температуре и бесконечно большом времени выдержки происходит не полностью, а лишь до определённого уровня. Причём максимально возможный уровень релаксации остаточных напряжений при заданной температуре и бесконечно большом времени выдержки описывается обобщённой зависимостью следующего типа:

$$\lim_{t \rightarrow \infty} \varepsilon(T) = -KT^3 - LT^2 + MT + 100,$$

где  $\varepsilon(T)$  – относительное снижение литейных напряжений в зависимости от температуры отжига при бесконечно большом времени выдержки, %;  $T$  – температура отжига, °С;  $K, L$  и  $M$  – постоянные коэффициенты.

## УСТАЛОСТНЫЕ РАЗРУШЕНИЯ ВАЛОВ ПИТАТЕЛЬНЫХ НАСОСОВ В СВЯЗИ С МАСШТАБНЫМ ФАКТОРОМ И ВЛИЯНИЕМ КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЫ

Филимонов Г. Н.<sup>(1)</sup>, Гецов Л.Б.<sup>(2)</sup>

(1) ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия

(2) СПбГПУ, Санкт-Петербург, Россия, [guetspv@online.ru](mailto:guetspv@online.ru)

Одной из наиболее характерных причин выхода из строя блочных питательных турбонасосов является поломка их валов в зоне уплотнения. Ротор насоса представляет собой двухпорный вал диаметром 150 мм с насаженными на него по посадкам колесами нагнетания и разгрузочным диском. Диск поджат к упору на валу при помощи гайки-рубашки, которая навинчивается на вал. Разрушения валов в условиях эксплуатации наблюдаются по резьбе под действием гидродинамических сил при эксцентричном расположении вала. Расчетные напряжения в этом случае могут достигать 59 МПа. Валы изготавливаются из стали перлитного класса со следующими свойствами  $\sigma_{0,2} \geq 735,7 - 932$  МПа,  $\sigma_b \geq 853,5$  МПа,  $\delta \geq 13\%$ ,  $\psi > 40\%$ ,  $a_n \geq 58,8$  Дж/см<sup>2</sup>. В процессе эксплуатации на некоторых объектах возможны случаи попадания в проточную часть воды, содержащей значительное количество хлоридов.

В настоящем сообщении рассматриваются результаты экспериментальных исследований по определению сопротивления усталости конструкционных материалов, в том числе, полученных в работах других авторов, позволяющие объяснить возможности разрушения валов насосов при приведенных значениях напряжений и предложить методы повышения усталостной прочности.

Изучалось влияние изменений диаметра образцов, марки стали, концентрации напряжений, коррозионного влияния воды, содержащей NaCl, совместного влияния концентрации напряжений и коррозионной среды, поверхностного упрочнения. Исследования проводились на сталях: Ст3, 20, 22К, 25, 35, 40, 45, 40Х, 45Х, 25Х1МФ, 25ХНЗМФА, 34ХН1М, 34ХНЗМ, 38ХНВМФА, 38Х2Н2МА, 38ХНЗВМФА, 38ХНВМФА.

Установлено, что

1. Для образцов большого диаметра с концентраторами напряжений в воздушной атмосфере предел усталости перлитных сталей составляет 50-60 МПа. Аналогичные значения получены и для гладких образцов, испытанных в воде с 3,5% NaCl.

2. Прессовая посадка рубашки на образцы при испытании их на воздухе снижает сопротивление усталости до значений, получаемых на образцах с острыми надрезами.

3. Значения предела усталости в рассматриваемых условиях практически не зависят от марки и категории прочности (предела текучести) стали.

4. Для роторов питательных насосов из перлитных сталей предел усталости в условиях эксплуатации составляет величину не ниже 40-50 МПа.

5. Для расчетного определения зависимости сопротивления усталости перлитных сталей от диаметра конструкции и концентрации напряжений могут быть рекомендованы формулы (1) и (2).

6. Для повышения усталостной прочности валов питательных насосов, изготавливаемых из перлитных сталей, рекомендуется использование методов, связанных с изменением конструкции валов и технологии их изготовления. К их числу относятся

а) уменьшение концентрации напряжений в месте гайки-рубашки,

б) обкатка поверхности валов роликами, обеспечивающая создание в поверхностном слое металла сжимающих остаточных напряжений, что приводит к не менее, чем двукратному повышению сопротивления усталости.

## КРИТЕРИЙ КОРОБЛЕНИЯ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ МАТЕРИАЛОВ

Капуткин Д. Е.

*Московский государственный институт стали и сплавов  
(Технологический университет), Москва, Россия*  
[kaputkin@mail.ru](mailto:kaputkin@mail.ru)

В процессе нагрева или охлаждения любых тел температура изменяется от поверхности в глубину. Это приводит к тому, что в одних зонах внутри тела присутствуют напряжения растяжения, а в других – сжатия. Превышение напряжений сжатия над критическим значением вызывает потерю устойчивости формы – коробление – даже симметрично нагреваемых или охлаждаемых объектах простой геометрической формы (стержнях или пластинах). Из анализа распределения напряжений предложен безразмерный критерий коробления в ходе термической обработки:

$$K_p = \sqrt{\delta} \cdot \mu \cdot \frac{L}{D},$$

где  $\delta$  - разница относительных удлинений при температурах в центре и на поверхности объекта или относительный дилатометрический эффект от нагрева (охлаждения) материала в указанном интервале температур;  $\mu$  - коэффициент приведения длины, при свободных концах объекта или закреплении объекта в одной точке  $\mu = 2$ , для закрепленных концов  $\mu = 1$ , а при наличии еще и  $k$  дополнительных мест закрепления вдоль длины объекта  $\mu = 1/(k+1)$ ;  $L$  – длина объекта;  $D$  – толщина пластины или диаметр стержня.

Если величина  $K_p$  превышает минимальное критическое значение (для пластины - 5,1, для стержня круглого сечения - 4,4), то коробление объекта при сколь угодно симметричном распределении температур возможно, а если  $K_p$  превышает максимальное критическое значение (для пластины - 10, для стержня - 6,5), то коробление неизбежно.

## К ВОПРОСУ РАСЧЕТНОГО ОПРЕДЕЛЕНИЯ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ И ХРУПКОЙ ПРОЧНОСТИ РАБОЧИХ КОЛЕС ЦЕНТРОБЕЖНЫХ КОМПРЕССОРОВ

Ильин А.В.<sup>(1)</sup>, Марголин Б.З.<sup>(1)</sup>, Костылев В.И.<sup>(1)</sup>, Балакин С.М., Гецов Л.Б.<sup>(2)</sup>,  
Анофриев В.Ю.<sup>(3)</sup>

(1) ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург, Россия

(2) СПбГПУ, Санкт-Петербург, Россия,

(3) ОАО «Интерневмаш» Санкт Петербург, Россия

[guetspv@online.ru](mailto:guetspv@online.ru), [margolin@prometey2.spb.su](mailto:margolin@prometey2.spb.su),

[internevmash@mail.admiral.ru](mailto:internevmash@mail.admiral.ru)

Решение задачи расчетного определения циклической долговечности сварных конструкций требует изучения целого ряда вопросов, к числу которых относятся:

- определение концентрации напряжений в реальных сварных швах,
- определение уровня остаточных напряжений в конструкции после сварки и отпуска,
- определения уровня номинальных напряжений в эксплуатационных условиях,

- определение уровня циклических напряжений при эксплуатации.

При решении этих задач на современном этапе необходимо выполнение расчетов напряженно-деформированного состояния методом конечных элементов, проведение экспериментов по определению характеристик материала и определение уровня циклических напряжений.

В докладе рассматриваются все указанные задачи применительно к рабочему колесу центробежного компрессора. Поскольку размер зоны пластического деформирования мал, то определение значений коэффициента концентрации напряжений проводилось в предположении упругого деформирования материала. Оценка производилась в наиболее нагруженном сечении. Расчет последовательно проводился методом подконструкций.

Для оценок запасов циклической прочности были выбраны 2 методики: Методика проектирования с учетом усталости судостроительного классификационного общества Det Norske Veritas (DnV): Classification Notes №30.2, 1984. Fatigue Strength Analysis for Mobile Offshore Units, 60p, и Методика ЦНИИ КМ «Прометей». В методике DnV принимается, что все сварные соединения имеют предельно высокий уровень остаточных сварочных напряжений (ОСН), приближающийся к пределу текучести, и нормативные кривые усталости ориентированы на наименее благоприятную технологию сварки. В методике ЦНИИ КМ «Прометей» проводится дифференциация расчетов с учетом уровня ОСН и осуществляется более точный учет влияния размеров свариваемых элементов и вида нагружения на концентрацию напряжений в околошовной зоне. Нормативные кривые усталости ориентированы на реальную технологию сварки. В обеих методиках кривые усталости описываются выражением

$$N\Delta\sigma^m = \beta,$$

где  $\Delta\sigma$  – размах напряжений за цикл. Проведенные по методике DnV расчеты показали, что ожидаемый уровень циклической составляющей нагрузки может привести к повреждению изделия при ресурсе, превышающем число циклов при эксплуатации ( $9\cdot 10^9$  циклов). По результатам расчета по методике ЦНИИ КМ «Прометей», выполненном с учетом фактической геометрии концентраторов натурной конструкции и значений размахов напряжений, уровень циклической составляющей нагрузки в рабочем колесе может рассматриваться как допустимый. Опыт эксплуатации подтвердил результаты расчетов.

Сопротивление хрупкому разрушению считают обеспеченным, если для расчетного дефекта в виде трещины в режиме эксплуатации выполняется условие:  $K_I \leq [K_I]$ . Учитывая, что минимальная температура эксплуатации  $T = -30^\circ\text{C}$  и минимальное значение  $K_{IC}$  для металла шва при этой температуре равно  $82 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ , сделано заключение, что условие обеспечения хрупкой прочности для рассматриваемого рабочего колеса выполняется (т.к.  $K_I = 50.6 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}} < [K_I] = 54.65 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ).

## **УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И СВОЙСТВАМИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЗАГОТОВОК И ДЕТАЛЕЙ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ ОБРАБОТКИ ДАВЛЕНИЕМ**

Коджаспиров Г.Е.

*Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,  
Санкт-Петербург, Россия*

Одной из актуальных проблем современного автомобилестроения, являющегося неотъемлемой и очень значимой частью машиностроения является разработка ресурсов и, в том числе, - энергосберегающих технологий изготовления заготовок и деталей с

помощью прогрессивных методов обработки давлением. Учитывая, что до настоящего времени и, по крайней мере, в ближайшей перспективе металлические материалы останутся наиболее востребованными, именно для них, в первую очередь, целесообразно создавать такие технологии, которые позволят управлять их структурой и свойствами при одновременном решении вопросов ресурсосбережения. К числу таких технологий обработки давлением, несомненно, относится термомеханическая обработка (ТМО), включающая большое количество ее разновидностей – высокотемпературные схемы – высокотемпературную термомеханическую обработку (ВТМО), низкотемпературную термомеханическую обработку (НТМО), контролируемую прокатку и ковку и т.д. Практически все разновидности ТМО предусматривают регулирование структуры и свойств, причем чаще всего существенное повышение конструктивной прочности деталей за счет оптимизации режимов пластической деформации (прокатки,ковки,штамповки, и т.п.) и при этом сокращение числа технологических переделов. Основным физическим механизмом, позволяющим управлять структурой и, соответственно, структурно чувствительными свойствами является реализация эффекта наследования. Так, для ВТМО, предусматривающей горячую пластическую деформацию металлических заготовок по определенным температурно-деформационно-скоростным режимам с последующим ускоренным охлаждением, созданная горячедеформированная субструктура наследуется формирующейся в результате быстрого охлаждения структурой, которая, наряду с изменившимся фазовым составом и морфологией образующихся фаз формирует тот или иной заданный (в рамках возможного) комплекс свойств. При использовании НТМО (Аусформинг»), которая чаще реализуется в США и др. развитых зарубежных странах, более резко повышается прочность при одновременном существенном сокращении числа технологических операций, однако использование такой технологии требует значительных капитальных затрат, поскольку необходимо создание очень прочного инструмента, позволяющего выдерживать значительные нагрузки при деформировании переохлажденного аустенита. Между тем, использование НТМО, например, при производстве зубчатых колес, существенно снижает себестоимость продукции и, тем самым, при достаточных объемах серийного производства обеспечивает окупаемость инвестиций в достаточно короткие сроки. Наименее капиталоемкими технологиями при производстве заготовок и деталей из малоуглеродистых низколегированных высокопрочных сталей (HSLA – в англоязычной литературе), которые находят все более широкое применение в промышленности, поскольку позволяют заменять более легированные стали на менее легированные при одновременном сокращении операций термической обработки и обеспечении заданного комплекса свойств, являются – контролируемая прокатка (КП) и контролируемая ковка (КК). Если КП применяют лишь при производстве листа, то КК весьма перспективна и используется все шире при производстве автомобильных деталей. Микролегированные стали с контролируемой ковкой обладают механическими свойствами, близкими (за исключением ударной вязкости) к свойствам термоулучшаемых сталей и более высоким, чем у высокопрочных чугунов. Механизм упрочнения микролегированных сталей в процессе КК трактуется как измельчение зерна аустенита, обусловленное выделением нитридов в аустените в процессе горячей деформации и упрочнение сталей за счет выделения мелкодисперсных карбидов и нитридов во время превращения аустенита в феррит и во время охлаждения феррита за счет понижения растворимости в нем азота. Количество выделений нитридов микролегирующих элементов в процессе горячейковки зависит от термомеханических параметров процесса – температуры, степени и скорости деформации. Уровень механических свойств определяет область применения микролегированных сталей с КК. Прежде всего, это детали автомобиля, испытывающие в ходе эксплуатации малые ударные нагрузки: коленчатые валы, шатуны, рычаги рулевого управления и др. Наиболее характерная деталь, изготавливаемая из микролегированной стали с КК – коленчатый вал. Используют микролегированные стали с КК и для автомобильных двигате-

лей. Известно применение таких сталей в Японии для изготовления деталей передней подвески, ступиц колес, стоек передних колес, тяг рулевого управления, шарниров рулевого управления, и др. Весьма важным, наряду с обеспечением конструктивной прочности, является реализация хороших технологических свойств заготовок и, в частности, обрабатываемости резанием. Путем рационального сочетания микролегирования, раскисления и режимов ТМО можно получать заготовки и детали с оптимальными технологическими и служебными свойствами при минимально возможной их себестоимости.

Таким образом, с помощью применения различных – обусловленных технологическими, эксплуатационными и экономическими требованиями схем ТМО можно обеспечить целенаправленное регулирование структуры и свойств металлических заготовок и деталей при одновременном снижении себестоимости продукции.

## **ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВЫХ И ОЛОВЯНЫХ БРОНЗ С МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ**

Фавстов Ю.К., Журавель Л.В.

*Самарский политехнический университет,  
Самарский государственный университет, Самара, Россия,  
[ojv@ssu.samara.ru](mailto:ojv@ssu.samara.ru)*

1. Проведены комплексные исследования по изучению влияния термической обработки на структуру и свойства оловянной бронзы БрО22, а именно: 1. Исходное состояние – литье в кокиль; 2. Отжиг при 700 °С и охлаждение с печью; 3. Закалка от 700 °С в воде; 4. Закалка от 550 °С в воде; 5. Закалка от 550 °С и отпуск на 200 °С; 7. Закалка от 700 °С и отпуск на 200 °С; 8. Закалка от 700 °С и отпуск на 400 °С.

2. Металлографически установлено, что в исходном состоянии в структуре Cu – 20 % Sn наблюдается  $\alpha$  - фазы и  $\beta$  - твердый раствор, который претерпевает мартенситное превращение  $\beta \rightarrow \beta'$ . Отпуск приводит к распаду мартенсита и образованию эвтектоида. Практически то же самое наблюдается при закалке от 550 °С и последующем отпуске.

3. В результате изучения микротвердости установлено, что в зависимости от содержания компонентов в сплаве ( $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\delta$ ,  $\gamma$ ), микротвердость имеет различные характеристики. Проанализировать и сделать определенные выводы о влиянии твердости на свойства колокольной бронзы не представляется возможным.

4. Демпфирующая способность исследованных образцов показала, что наилучшим звучанием (низким уровнем демпфирования) обладают образцы после литья. Приблизительно такой же результат получен после закалки 700 °С и отпуска на 400 °С.

5. Проведенный рентгеноструктурный анализ показал наличие  $\delta$  - фазы в исходном состоянии, а так же после закалки от 700 °С и отпуске на 400 °С. В образцах, подверженных только закалке, линии  $\delta$  - фазы отсутствовали. Во всех без исключения состояниях обнаружена  $\alpha$  - фаза, представляющая собой твердый раствор олова в меди.

6. Установлены особенности формирования структуры и свойств алюминиевых бронз.

7. На основании проведенных исследований можно сделать вывод, что оптимальные условия, обеспечивающие низкую демпфирующую способность оловянной бронзы (мелодичный колокольный звон) - литье в кокиль, а так же закалка от 700 °С и отпуск на 400 °С.

## **ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ РАЗРУШЕНИЯ В МЕТАЛЛЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ, РАБОТАЮЩЕГО В УСЛОВИЯХ ПОЛЗУЧЕСТИ**

Минц И.И., Новоселова Н.Г.

*ОАО «УралВТИ», Челябинск, Россия.*

[sales@uralvti.e7.ru](mailto:sales@uralvti.e7.ru)

По совокупности результатов неразрушающей оценки микроповрежденности (пор ползучести) металла нескольких сотен гнутых паропроводов (гибов) и исследования металла нескольких десятков вырезанных гибов (в том числе, и разрушенных) получены данные о кинетике разрушения гибов при эксплуатации в зависимости от условий длительного высокотемпературного нагружения и качества изготовления гибов.

- Показано, что при одной и той же накопленной микроповрежденности гибов из стали 15Х1М1Ф менее надежны в эксплуатации, чем из стали 12Х1МФ.

- Обнаружено, что увеличение относительной толщины стенки труб не всегда приводит к увеличению наработки гибов до начала образования микроповрежденности.

- Установлена связь между наработками на моменты образования микроповрежденности разного уровня (от пор до цепочек пор) и микротрещин.

Полученные данные могут быть полезны при решении практических задач оценки остаточной долговечности гибов в зависимости от степени накопленной микроповрежденности и назначении регламента контроля гибов паропроводов.

## **ПАРАДОКСЫ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ**

Валиев Р.З.

*Институт физики перспективных материалов,  
Уфимский Государственный Технический Университет, Уфа, Россия,*

[rzvaliev@mail.rb.ru](mailto:rzvaliev@mail.rb.ru)

Объемные наноструктурные металлы со средним размером зерен 50 – 100 нм очень часто демонстрируют высокую твердость, но низкую пластичность, и до сих пор остается неясным, связано ли это с методами получения наноструктурных образцов или специфическими механизмами деформации.

Данная работа показывает, что очень высокая прочность и довольно высокая пластичность могут наблюдаться у наноструктурных металлов, полученных методом интенсивной пластической деформации (ИПД). Однако сочетание высокой прочности и пластичности возникает не только из наличия мелких зерен, но и из структуры границ зерен и внутренних напряжений, а также дисперсных осадков вторых фаз. В данной работе рассматривается и обсуждается происхождение этого явления на основе анализа проведенных механических испытаний и микроструктурных исследований.

## **ПРОБЛЕМЫ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Глезер А.М.

*Институт металловедения и физики металлов им.Г.В.Курдюмова  
ГНЦ РФ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва, Россия.  
[glezer@imph.msk.ru](mailto:glezer@imph.msk.ru)*

Систематически рассмотрены проблемы повышения прочностных и пластических свойств функциональных материалов, обладающих уникальными физическими свойствами. Подробно исследованы механические свойства кристаллических, нанокристаллических и аморфных функциональных материалов. Проведен анализ структурных факторов, ответственных за характеристики пластического течения и разрушения функциональных материалов. Особо подчеркивается роль экстремальных воздействий (закалка их расплава, большие пластические деформации, ультразвуковая, магнитная, криогенная и другие виды воздействий) на формирование механических свойств сплавов с особыми физическими свойствами. Подробно рассмотрено влияние нанокристаллических структур на закономерности протекания фазовых превращений, ответственных за высокие функциональные характеристики. Применительно к сильно неравновесным аморфным сплавам описана методика предсказания временного ресурса пластичности в климатическом интервале температур. Показано, что аморфные функциональные материалы, не содержащие фосфора, способны сохранять высокую пластичность при комнатной температуре в течение 25-30 лет, а сплавы, содержащие фосфор, - в течение не более 5 лет. Приведены способы повышения ресурса пластичности аморфных сплавов, основанные на ультразвуковых, барических и термомеханических воздействиях.

Подробно проанализированы физические модели недислокационного пластического течения в аморфных и нанокристаллических сплавах. Обсуждаются специфические эффекты механического поведения, связанные с особенностями низкотемпературного зернограничного микропроскальзывания.

## **О СФЕРОЛИТНОЙ ФОРМЕ РОСТА ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКИХ ОСАДКОВ МЕДИ**

Воленко А.П.

*Тольяттинский государственный университет*

При электрокристаллизации металлов из водных растворов в зависимости от природы металла и условий электролиза наблюдались различные формы роста катодных осадков – слои, спирали, усы – нити, дендриты и т.д. При изучении структуры тонких катодных слоев меди, непосредственно прилежащих к индифферентным подложкам, в работе [1] были обнаружены сферолиты и предложен механизм их образования. Исследования с помощью просвечивающей электронной микроскопии показали, что сферолиты представляют собой радиально – лучевые образования, состоящие из поликристаллического ядра, а периферийная часть состоит из лучеобразных монокристаллических фрагментов, разделенных границами дислокационного и двойникового типов. В работе [1] было высказано предположение, что в начальный период формирования сферолитов из-за большой локальной плотности тока в районе одного активного центра

возникает много мелких кристалликов – будущего «ядра» сферолита, при разрастании которого образуются зоны «исключения зарождения». Зоны «исключения зарождения» обеспечивают территориальные возможности разрастания радиально – лучевой периферии сферолитов.

Металлографические и электронно-микроскопические исследования, проведенные в последнее время, показали, что если скорость роста кристаллитов в тангенциальном и нормальном направлении одинакова, то на индифферентной подложке образуются сферические островки роста, которые сохраняют свою форму до момента срастания. Если территориально центры кристаллизации расположены далеко друг от друга, островки роста могут достичь достаточно больших размеров, превращаясь в сфероидные образования, т.е. формирование сферолита начинается с единого центра кристаллизации (рис.1).

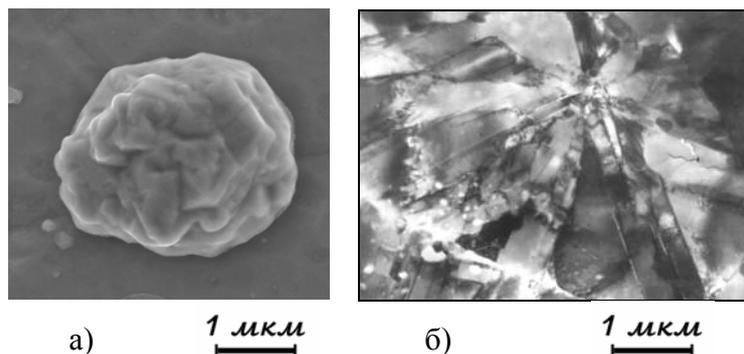


Рис.1 Сферолиты меди

Образование поликристаллического «ядра» можно объяснить тем, что при разрастании островков роста существенную роль играет не только массообмен, но и теплообмен с электролитом и внутренней областью островка роста. Возможны два механизма кристаллизации некристаллических островков роста: 1 – изнутри; 2 – с поверхности. В первом случае образуются обычные кристаллы с ГЦК-решеткой. В работе [2] термодинамически обосновано экспериментально наблюдаемое деление кристалла, выросшего до размеров больше чем 0,5-1,5 мкм, на более мелкие объемные структурные элементы, в частности, субзерна, полосы разориентации, фрагменты и двойниковые прослойки, что может привести к образованию поликристаллического ядра. При кристаллизации островков роста с поверхности формируются аморфные образования сферолитной формы с декаэдрическим или икосаэдрическим расположением атомов, возможно с дисклинацией. Одним из путей релаксации упругой энергии, обусловленной несоответствием удельных объемов кристаллической и аморфной фаз или наличием дисклинации, при больших скоростях роста является образование двойниковых и деформационных границ раздела, приводящее к образованию поликристаллического «ядра» - будущего сферолита. Образование границ различного типа существенно влияет на морфологию растущего кристалла. Он растет быстрее в том направлении, в котором развивается граница.

1. Мамонтов Е.А., Курбатова Л.А., Воленко А.П. Формирование сферолитов при электрокристаллизации меди на индифферентных подложках. - Электрохимия, 1983.т.19. №11.-С.1546-1549.
2. Ясников И.С., Викарчук А.А., Воленко А.П. Термодинамические аспекты эволюции дислокационной структуры при электроосаждении ГЦК-металлов// Материаловедение, 2003.- №1(70).- С. 10-15.

## ВЛИЯНИЕ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ ПРОИЗВОДСТВА КАБЕЛЯ

Смоланов Н.А., Панькин Н.А.

Мордовский государственный университет имени Н.П. Огарёва, Саранск, Россия,  
[smolanovna@freemail.mrsu.ru](mailto:smolanovna@freemail.mrsu.ru)

В настоящее время тонкоплёночные технологии находят широкое распространение в различных областях науки и техники. Их используют в качестве получения антикоррозионных, декоративных и т.д. покрытий. Для этого разработано много различных методов, среди которых широкое распространение нашли ионно-плазменные методы и, в частности, метод конденсации с ионной бомбардировкой (метод КИБ).

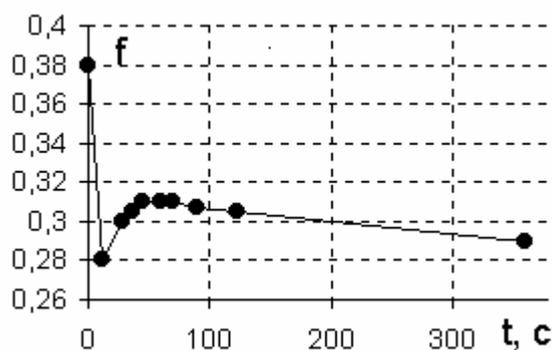
Нами были исследованы покрытия нитрида титана на поверхности сталей 45 и 08X18H10T. Плёнки наносились на установке ННВ 6И.4 методом КИБ. Режимы осаждения: потенциал смещения 250 В, ток разряда 65 А, давление реакционного газа (азота) в вакуумной камере изменялось от 0,01 до 7 Па, время осаждения от 10 до 360 с.

Измерение микротвёрдости по Виккерсу проводилось прибором ПМТ-3 при различных нагрузках. Коэффициент трения скольжения (пара образец-медь) определялся как тангенс угла наклона плоскости скольжения в момент начала движения исследуемого образца. Исследование фазового состава проводилось на рентгеновском дифрактометре ДРОН – 2.0 в  $\text{CoK}_\alpha$ -излучении.

Полученные результаты указывают на некоторое упрочнение поверхности – микротвёрдость повышается и линейно увеличивается как с ростом давления азота, так и толщины нанесённого покрытия. Возможно, формирование нитрида титана стехиометрического состава, обладающего высокой прочностью. Рентгенографическое исследование фазового состава указывает на присутствие  $\delta$ -фазы TiN. Присутствие других,

низкоазотистых, на существование которых указывается в литературе [1], фаз не обнаружено.

Коэффициент трения системы «подложка-покрытие» меньше, чем у сталей без плёнки, и имеет сложную зависимость от времени осаждения (см. рис.). На начальном участке, до 90 с, возрастание  $f$ , вероятно, связано с увеличением шероховатости поверхности вследствие увеличения содержания дефектов как в материале подложки, так



и покрытия [2]. Последующий спад, возможно, определяется формированием совершенной плёнки.

1. Моисеев В.Ф., Фукс-Рабинович Г.С., Досбаева Г.К., Скворцов В.Н.//Зав. лаб. 1990, Т. 51, № 1. с. 57 – 59.
2. Смоланов Н.А., Панькин Н.А.//Плёнки - 2002. Материалы Международной научно-технической конференции "Тонкие плёнки и слоистые структуры", часть 2, М.: МИРЭА, 2002. - 190 - 192.

## ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРОЧНОГО ШВА ПРОВОЛОКИ ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Паршуков Л.И., Гильмутдинов Ф.З., Смирнов В.Н..

НИТИ «Прогресс», ФТИ УрО РАН, Ижевск, Россия  
[less@fti.udm.ru](mailto:less@fti.udm.ru)

Исследование влияния способов и параметров пайки и сварки стыков, особенно в тонкомерных изделиях, на их механические и коррозионные свойства является важной практической задачей. Изучение процессов, происходящих в областях материала, испытывающих мощные локальные тепловые воздействия, сопровождаемые изменениями структуры и химического состава, представляет научный интерес.

В настоящей работе проведено исследование состава, структуры, механических и коррозионных свойств микроплазменного сварного шва проволоки диаметром 0,25 мм из стали 12Х18Н10Т и мелкоячеистой сетки из нее в зависимости от погонной энергии сварки с вариацией скорости движения микроплазмы вдоль стыка от 6 до 8 мм/с. Для сварки использовали специально созданный плазмотрон.

Обнаружено, что при сварке со скоростью 8 мм/с и мощностью основной дуги 90 Вт происходит непровар проволок сетки, при скорости 6 мм/с происходит провал ванны расплавленного металла. Оптимальное значение скорости соответствует 7 мм/с.

Показано, что в процессе сварки в шве и зоне термического влияния возможны значительные перераспределения компонентов сплава и изменения фазового состава, не только инициированное высокой температурой и ее градиентом по сечению шва, но и возникающими внутренними напряжениями и деформациями, что подтверждается нашими расчетами в рамках структурно-аналитической теории прочности. По данным масс-спектрометрии при низкой скорости сварки (6,5 мм/с и менее) приповерхностный слой сварного шва обогащен титаном более чем в 30 раз по сравнению с исходной проволокой, а также обеднен по никелю. В исследованных слоях в значительном количестве присутствует кислород (оксиды титана и хрома) и углерод, в том числе в виде карбидов. В материале сварного шва, по данным металлографических исследований, наблюдаются значительное количество  $\alpha$ -фазы, локализуемой в виде прослоек на границах зерен. Т.е. структура зоны шва исследуемого материала как минимум трехфазна ( $\gamma + \alpha + \text{TiC}$ ). Магнитные свойства сетки в области шва также свидетельствуют о присутствии в зоне сварного шва ферритной фазы и окислов железа. Ферритная фаза обладает наибольшей способностью сорбировать водород и вызывать хрупкость. Появление  $\alpha$ -фазы свидетельствует об уходе никеля с границ зерен вглубь, что способствует снижению стойкости к коррозионному растрескиванию, особенно при наличии внутренних напряжений.

Исследования фазового состава шва, полученного со скоростью 7 мм/с, показали отсутствие в нем ферритной фазы. Не наблюдается и существенного перераспределения компонентов сплава. Вероятно, при данных режимах сварки околошовная зона и сам шов находились в таком высокотемпературном состоянии и такое время, при котором интенсивные диффузионные процессы не успевают развиваться. При этой скорости движения микроплазмы ванна расплава обладает таким объемом, который обеспечивает быстрое остывание шва, в результате чего склонные к сегрегации элементы не успевают выйти на свободную поверхность и границы зерен, а в самой стали не происходит фазового превращения аустенита в феррит. Кроме того, выбранная в данном случае скорость сварки 7 мм/с позволяет создать в шве аустенитную структуру.

Таким образом, структурно-фазовое, химическое состояние, а значит и свойства сварного шва, полученного микроплазменным способом, зависят от скорости сварки. Сравнительные данные механических испытаний различных соединений сетки показали, что при оптимальной скорости сварки свойства шва, полученного микроплазменным способом, превосходят свойства шва полученного пайкой высокотемпературным припоем и шва, полученного лазерной сваркой, по механическим и коррозионным свойствам.

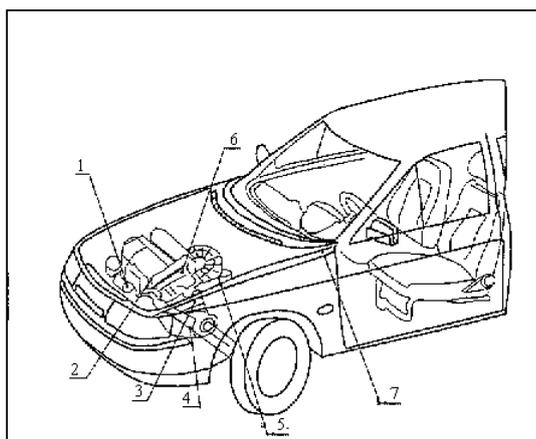
## ЗАЩИТА АГРЕГАТОВ АВТОМОБИЛЯ ОТ ПЕРЕГРЕВА

Хусаинов М.А., Ларионов А.Г.

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

Опыт показывает, что перегрев некоторых узлов и агрегатов автомобиля приводит к снижению ресурса их работы, а в некоторых случаях — к выходу их из строя. Во избежание таких случаев предлагается устанавливать термореле небольших размеров, срабатывающих при повышении температуры выше допустимой. Сигнал о срабатывании высвечивается на табло, установленном в кабине автомобиля. Одновременно возможна подача звукового сигнала.

Предлагается защита от перегрева генератора, обмотки электродвигателя вентилятора, катушки зажигания, двигателя, коробки передач и др. узлов автомобиля. Для этого разработано несколько типов термореле с термочувствительным элементом из сплава с памятью формы герметичного и открытого исполнения. Кроме этого, предлагается термостат простейшей конструкции с использованием сплава с памятью формы, выполняющего роль как термочувствительного, так и термосилового элемента. Все изделия защищены патентами Российской Федерации.



Условные обозначения:

- 1 — Датчик температуры обмотки генератора
- 2 — Датчик включения электродвигателя вентилятора
- 3 — Датчик температуры коробки передач
- 4 — Датчик температуры главной передачи
- 5 — Датчик температуры катушки зажигания
- 6 — Термореле противоугонного устройства
- 7 — Панель контроля

# АВТОМАТИЗИРОВАННАЯ СИСТЕМА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ РАЗЛИЧНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Лиманова Н.И., Строгов М.В., Ионе С.Д.

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

Использование информационных технологий и систем, позволяющих автоматизировать сбор и обработку данных при испытаниях на разрушение образцов различных материалов, позволяет проводить эти испытания на качественно новом уровне.

При испытании на растяжение образцов различных металлов и сплавов к ним прикладывается постепенно возрастающая нагрузка и регистрируется величина его деформации. С помощью датчиков соответствующих физических величин измеряются величины нагрузки, растягивающей образец, и, собственно, удлинение образца. При этом получается ряд характерных участков и точек, соответствующих различным стадиям деформирования образца. При традиционном эксперименте практически трудно установить начало отклонения от закона пропорциональности и начало появления первых остаточных деформаций. Было даже введено понятие условного предела пропорциональности и условного предела упругости. Автоматизированная система позволяет точно отслеживать все стадии деформации образца и управлять величиной нагрузки, растягивающей образец, вплоть до ее полного снятия. Для измерения удлинения образца использованы электромагнитные [1, 2] и оптические [3, 4] датчики, которые позволяют проводить измерения в диапазоне перемещений до 12 мм с точностью 0,1%. От тензорезистивных датчиков пришлось отказаться ввиду того, что их необходимо наклеивать каждый раз на образец и ждать высыхания клея (данная операция может занимать 2-3 часа).

Система состоит из трех частей: встроенной в компьютер интерфейсной платы, внешнего измерительного блока и датчиков. Интерфейсная плата имеет три порта параллельного ввода-вывода информации, которые обеспечивают обмен цифровой информацией между компьютером и измерительным блоком. В состав последнего входят электронный коммутатор аналоговых сигналов, усилители, устройства выборки-хранения и интегральные аналого-цифровые преобразователи. Использование нескольких измерительных каналов позволяет получить наглядную картину истинных напряжений в различных точках образца. Программное обеспечение, написанное с использованием стандартного пакета LabView, позволяет управлять процессом измерений и строить диаграммы процессов. Полученные данные для различных материалов можно сохранять во внешних файлах для последующего анализа.

1. А.с. 1585693 СССР, МКИ G 01 Н 11/00. Электромагнитное измерительное устройство / Н.И.Лиманова, А.Р.Шишкин, В.Н.Буров - Оpubл. 15.08.90. Бюл. № 30.
2. А.с. 1742620 СССР, МКИ G 01 В 21/00. Преобразователь перемещений / Н.И.Лиманова. - Оpubл. 23.06.92. Бюл. № 23.
3. А.с. 1779918 СССР, МКИ G 01 В 21/00. Устройство для измерения расстояний до объекта / Н.И.Лиманова - Оpubл. 07.12.92. Бюл. № 45.

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СОЕДИНЕНИЯ ПРИ ПАЙКЕ СТАЛЕЙ ПРИПОЕМ Cu-Ni-Zn

Федоров А.Л.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

Известно, что прочность паяных соединений определяется не только механическими характеристиками припоя, но и особенностями взаимодействия припоя с основным металлом, строением переходной зоны от основного металла к припою.

Исследовали структуру соединений из низкоуглеродистых низколегированных сталей, паяных припоем системы Cu-Zn с добавками никеля.

Качественный анализ распределения компонентов по сечению паяного шва и в околошовной зоне производили методами микрорентгеноспектрального анализа на анализаторе "Самебах". Исследовали структуру в характеристических лучах железа, меди, никеля, цинка.

На структуре переходной зоны «основной металл – шов» для соединения «сталь + сталь», паяного припоем состава Cu-4%Ni-35%Zn при температуре 950°C, при анализе в характеристических лучах никеля отмечена диффузия никеля в основной металл по границам зерен. На том же участке диффузия меди и цинка отмечается в меньшей степени, хотя процентное содержание данных компонентов в припое на порядок больше, чем никеля. Это можно объяснить тем, что растворимость меди и цинка в железе мала. Толщина диффузионного слоя никеля в сталь составляет 15 мкм. Увеличение температуры пайки приводит к увеличению толщины диффузионного слоя никеля. Так, при температуре пайки 980°C толщина диффузионного слоя никеля составляет 20 мкм.

Отмечена диффузия железа в припой. Так на структуре в характеристических лучах железа толщина диффузионного слоя железа составляет 50 мкм, что сопоставимо с шириной паяного шва (150 мкм).

Исследование прочности на срез показало, что увеличение содержания никеля в латуни Cu-Ni-Zn до 10% при содержании цинка в пределах 37-40% увеличивает прочность соединения на срез, полученного контактнотвердогазовой пайкой (исходная заготовка Cu-Ni) с 225 МПа, до 275 МПа, или на 20%. Вместе с тем, добавки никеля в латуни до 10% увеличивают их прочность до 12-15%. Дополнительное увеличение прочности соединения можно объяснить диффузией никеля в основной металл, и диффузией железа в припой. Причем, отмеченное в работах Витке и Радзиевского упрочнение за счет диффузии железа в припой (медь или латунь) реализуется при пайке разнородных по содержанию углерода сталей и меньших зазорах. В нашем случае паяли одинаковые стали.

## ДИАГРАММА ДЕФОРМАЦИИ НЕОДНОРОДНЫХ СРЕД

Авдеенко А.М.

*Московский институт стали и сплавов (Технологический университет), Москва, Россия*

Для установления связи диаграммы деформации со статистикой локальных неоднородностей будем исходить из флуктуационной модели нелинейного псевдоконтинуума. Пусть  $f[A_\mu] = e^{-W[A_\mu]}$  - функционал плотности распределений флуктуаций полей деформации  $A_{\mu,\nu}$ , параметризованный процессом нагружения вдоль “классической” траектории – решения уравнения  $\frac{\delta W}{\delta A_\mu} = 0$  при заданных начальных и граничных условиях. Учет локальных неоднородностей осуществим, как и ранее [1...3], введением дополнительной вершины третьего порядка  $T_2^{\mu,\nu} \varphi(r) A_{\mu,p} A_{q,\nu}$ , где  $T_2^{\mu,\nu} = e^\mu \dots e^\nu$  - симметричный тензор. В исходном состоянии (в Фурье-пространстве) для сред с заданным структурным масштабом  $\mu^{-1}$  свободная вершина второго порядка флуктуаций полей деформации имеет вид:  $V_2^{\mu,\nu}(p=0, s \rightarrow 0) \rightarrow T_2^{\mu,\nu} \mu^2 (1 + \eta N_0)$ , где  $N_0$  - объемная доля неоднородностей,  $\eta = \frac{G - G_1}{G}$  ( $G_1$  и  $G$  - упругие модули дискретной неоднородности и среды соответственно),  $s$  - эквивалентная деформация вдоль “классической” траектории.

Производящий функционал флуктуаций полей деформации в среде с неоднородностями может быть получен функциональным интегрированием полного функционала  $W[A_\mu, \varphi]$  по полю  $\varphi$ :  $W'[A_\mu] = -\ln \int e^{-W[A_\mu, \varphi]} d\varphi$ . Оператор  $V_2^{\mu,\nu}(r) = T_2^{\mu,\nu} V_2(r)$  (полная вершина второго порядка), обратный полной корреляционной функции второго порядка  $R_2^{\mu,\nu}(r) = C_2^{\mu,\nu} R_2(r)$ , зависит теперь от статистики неоднородности – для дельта-коррелированных неоднородностей от дисперсии  $\Delta$ . Соответствующий безразмерный модуль упрочнения, по аналогии с исходным соотношением, в нагруженном состоянии  $s > 0$  определяется как  $\Omega(s) = \lim_{p \rightarrow 0} \mu^{-2} V_2(p, \Delta, \theta(s))$  ( $\theta(s)$ -безразмерный модуль упрочнения для среды с  $N_0=0$ ). Эффективное напряжение вдоль “классической” траектории

$$\sigma(s) = \int_1^{\theta(s)} \Omega(\theta) \frac{ds(\theta)}{d\theta} d\theta$$

имеет вид

Таким образом, синтез диаграммы деформации неоднородных сред возможен усреднением производящего функционала модели неупругого псевдоконтинуума по полям локальной неоднородности с последующим интегрированием вдоль траектории системы ренормгрупповых уравнений для дисперсии  $\Delta$  [1]. Аналогичный подход может быть реализован для систем с коррелированными неоднородностями.

### Литература

1. А.М. Avdeenko, Е.І. Kuzko Instability of plastic deformation as a selforganizing fractal. Phys. Rev. B 2001, 63, 64103.
2. Авдеенко А.М., Кузько Е.И. // Масштабно-инвариантная самоорганизация полей деформации. Физики твердого тела. 2001, т.43 в.1, с.51.
3. Авдеенко А.М. // Модель разрушения структурно-неоднородных сред. Физическая мезомеханика (2000) т.3, п.4, с.15.

## ПРЯМЫЕ ИЗМЕРЕНИЯ НЕОДНОРОДНОСТИ ВЯЗКОСТИ ПО АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Кудря А.В., Марков Е.А., Алексеев И.Г.

*Московский государственный институт стали и сплавов  
(технологический университет), Москва, Россия,  
[evmar@newmail.ru](mailto:evmar@newmail.ru)*

Объективно оценить влияние неоднородности структуры, неравномерного распределения неметаллических включений на пластичность и вязкость не всегда удается традиционными методами механических испытаний, в частности, из-за несопоставимости масштабов структурной неоднородности и габаритов стандартных образцов. С этой точки зрения для измерений разрушения материалов в связи с их мезоструктурой перспективно использование метода акустической эмиссии (АЭ).

По пиковой амплитуде сигналов АЭ (с помощью демпфированного пьезопреобразователя и широкополосной аппаратуры пикового детектирования) при единой калибровке электроакустического тракта можно получить информацию о размерах трещины (начиная от 20 x 20 мкм) и плотности упругой энергии, выделяющейся при ее образовании [1].

Использование разработанной методики и установки для локального (в масштабе менее 1 мм<sup>2</sup>) измерения хрупкого разрушения материалов (по пиковой амплитуде АЭ) в широком диапазоне температур на компактном неразрезном пакете из 60 микрообразцов по микромеханическим сериальным испытаниям [2] - всего на одном образце объемом 2 см<sup>3</sup>, позволяет сопоставить неоднородность хладноломкости в макроструктуре.

Именно так, в частности, было показано, что кластеры включений по границам перегретого зерна аустенита (причина образования камневидного излома) не влияют на хладноломкость улучшаемой стали 38ХНЗМФА-Ш [3]. Для этой же стали обнаружено, что хрупкое разрушение может характеризоваться пониженной плотностью выделяемой упругой энергии, из-за его протекания по поверхности грубых пластин цементита в верхнем бейните, ослабленных сегрегацией серы, вытесняемой при их росте. Также было установлено, что в интервале температур испытания от -130 до -100 °С хрупкое разрушение наблюдается только в межосьях, а ниже -130 °С - и в осях дендритов.

С использованием предложенного подхода можно проанализировать роль неоднородности структуры проката (полосчатость) в появлении разброса вязкости, оценить качество сварного шва, сопоставить способы упрочнения поверхности. По измерениям пиковой амплитуды при мониторинге разрушения конструкции, помимо триангуляции внутренних трещин, можно оценить кинетику их роста и, соответственно, степень риска, в т.ч. с учетом влияния "слабых" мест в материале: зон сварки; неоднородности структуры и ее аномалий.

1. Алексеев И.Г., Кудря А.В., Штремель М.А. // Дефектоскопия. 1994. № 12. С. 29 - 33.
2. Штремель М. А., Алексеев И. Г., Кудря А.В, Мочалов Б.В.. // Заводская лаборатория. 1991. № 8. С.66-69.
3. Штремель М.А., Алексеев И.Г., Кудря А.В. // Известия РАН. Металлы. 1994. № 2. С. 98-103.

## ИНФОРМАТИВНОСТЬ МЕЗОГЕОМЕТРИИ ИЗЛОМОВ ДЛЯ РАНЖИРОВКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПО ВЯЗКОСТИ

Кудря А. В., Сухова В. Г.

*Московский государственный институт стали и сплавов  
(технологический университет), Москва, Россия,  
[vgs@nm.ru](mailto:vgs@nm.ru)*

Фактически наблюдаем только конечный результат разрушения – поверхность изломов. Однако их анализ носит преимущественно качественный характер, основанный на визуальном сравнении с эталонами. Мезостроение излома изучено наименее подробно, и это определяет особый интерес к нему, т.к. многие процессы разрушения контролирует мезоструктура металла, унаследованная от слитка.

Измерение изломов проводили методами цифровой профилометрии [1] на дне макрохрупкого квадрата ударных образцов (с U-образным надрезом) из улучшаемых хромоникельмолибденовых сталей, отличающихся степенью проработки литой структуры (от литой до деформированной), размером зерна аустенита – от 13 до 55 мкм и температурой испытания от 20<sup>0</sup> до -196<sup>0</sup>С. Шаг измерения составил 10 мкм на длине от 3 до 6 мм, не менее 30 профилей на вариант. Набор исследуемых изломов включал в себя классический вязкий, вязкий межзеренный (камневидный излом), зернограничный, транскристаллитный и смешанный типы разрушения.

Траекторию трещины хорошо аппроксимирует случайная лестница (последовательность чередующихся выступов и впадин), ступени которой вытянуты вдоль фронта и попеременно отклонены от макроплоскости излома. Угол “ухода” трещины от плоскости излома достигал максимума, если их ширина была в пределах от 30 до 60 мкм. Причины и механизм возникновения наклонных ступеней в профиле при вязком разрушении – самостягивание деформации в узкие полосы вследствие возникновения упругого поля перед фронтом трещины [2].

Статистика геометрии ступеней (их ширина, высота, угол наклона и длина) отражает как размер структурных составляющих, так и масштаб неоднородности структуры.

Из универсальности формы профиля излома для разных типов разрушения вытекает возможность формализации его описания на основе структурно-лингвистического подхода [3], когда каждой ступени в зависимости от ее величины и расположения относительно линии симметрии присваивается одна из трех букв “А”, “В” или “Е” - прописная или строчная.

Наличие связи между видом слов, их протяженностью, характером распределения прописных и строчных букв и разномасштабной структурой позволяет ранжировать изломы по вязкости, оценивать особенности эволюции трещины (включая реконструкцию формы ее переднего фронта) для разных механизмов разрушения.

1. Кузько Е.И., Кудря А.В., Стариков С.В. // Заводская лаборатория. 1992. №9. С. 63-66
2. Штремель М.А., Кудря А.В., Бочарова М.А., Пантелеев Г.В. // ФММ. 2000. Т. 90. №3. С. 101-112
3. Кудря А. В., Бочарова М. А., Сухова В. Г. // Вопросы материаловедения. №1(29). 2002. С. 428-435

## РЕТРОСПЕКТИВНЫЙ АНАЛИЗ БОЛЬШИХ МАССИВОВ ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ДАННЫХ ДЛЯ УПРАВЛЕНИЯ КАЧЕСТВОМ МАТЕРИАЛОВ

Штремель М.А., Кудря А.В., Соколовская Э.А., Иващенко А.В.

*Московский государственный институт стали и сплавов  
(технологический университет), Москва, Россия,  
[for\\_alex71@mail.ru](mailto:for_alex71@mail.ru)*

Неоднородность макро- и микроструктуры во многих случаях – следствие неблагоприятных сочетаний неизбежных колебаний технологических параметров в пределах заданного поля допусков. Это зачастую приводит к появлению необъяснимых всплесков брака и разбросу свойств.

Современные металлургические производства хорошо оснащены средствами измерения и сбора информации по всей технологической цепочке. Но при статистическом управлении качеством металлургической продукции параметры традиционно используют лишь для локального управления “по возмущению” (отклонению). Задача – возвращать каждый параметр процесса в заданную точку. Однако, статистическое управление качеством “по возмущению” мало эффективно для металлургии: здесь слишком много многосвязных цепей и нелинейных зависимостей от нескольких факторов.

Поэтому представляет интерес развитие информационных технологий, использующих иную логику управления (в реальном времени). Регрессия всегда предполагает, что во всем пространстве параметров существует единая зависимость. На самом же деле пространство разбито на области разных зависимостей, и их требуется не усреднять и сглаживать, а найти сначала границы областей. Непараметрический анализ больших массивов производственных данных с учетом физики и химии процессов позволяет разбить поле существования параметров на несколько областей с качественно разным поведением системы. Найденные для каждой области устойчивые связи между входными и выходными параметрами технологии позволяют выработать решающие правила. Они направлены не на ликвидацию возмущений, а на предотвращение вредных последствий происшедших отклонений путем корректировки процесса на последующих этапах.

Поэтому логика управления качеством может и должна быть направлена не на ликвидацию нежелательных возмущений, а на компенсацию их последствий. Для этого находили подобласти с разным типом доминирующей зависимости: либо разбиением многомерных пространств по известному типу решения, либо проверяя гипотезы методами когнитивной графики.

Возможности данного подхода были использованы для уменьшения вероятности появления камневидного излома в крупных цилиндрических поковках из стали 38ХНЗМФА-Ш, и для стабилизации пластичности в третьем направлении ( $\Psi_z$ ) на верхнем пределе распределения листа из стали 14Г2АФ, 10Г2С1.

Информационные сети предприятия в принципе позволяют делать такую корректировку в реальном времени поименно, для каждой плавки, слитка, рулона или поковки, не меняя основного оборудования, лишь дооснастив (при необходимости) агрегаты средствами контроля, и внося новые приемы в аттестацию качества. Так, в пределах конкретной технологии, можно поднять однородность качества, “выход годного” и гарантии для заказчика.

## СВЯЗЬ НЕОДНОРОДНОСТИ ВЯЗКОСТИ КРУПНЫХ ПОКОВОК ИЗ УЛУЧШАЕМОЙ СТАЛИ С РАЗНОМАСШТАБНОЙ СТРУКТУРОЙ

Кудря А.В., Соколовская Э.А., Водопьянов Е.А.

Московский государственный институт стали и сплавов  
(технологический университет), Москва, Россия,  
[for\\_alex71@mail.ru](mailto:for_alex71@mail.ru)

Для определения причин провалов пластичности и вязкости, прогноза работоспособности материалов (в том числе создаваемых) и потенциальной эффективности технологий необходимо понимание механизмов разрушения разномасштабных структур, исходя из измеряемой статистики их геометрии.

Современные бытовые цифровые фотоаппараты и видеокамеры обеспечивают возможность быстрой регистрации и анализа структур (а также накопления банков данных для ретроспективного анализа) и доступны для любой лаборатории, где есть микроскоп, но требуют соответствующего обширного пакета программ с широким набором процедур.

С этой целью в работе предложены процедуры анализа изображений таких типичных структур, как литая, с дендритным "рисунком", микроструктура и "серный отпечаток" (по Бауману). Их последовательно получали традиционными способами на темплетях, вырезанных от крупных поковок из улучшаемой стали 38ХНЗМФА. Обработывались негативы (пленки) и/или черно-белые фотографии. Качество перевода изображения в цифровую форму и последующей его обработки определялись предложенными процедурами выбора уровня разрешения сканирования и контраста, обеспечивающих наилучшее выделение искомых элементов из цельной картины кадра. Перевод изображений в цифровую форму позволил, с одной стороны формализовать их последующее описание, с другой – сделать более наглядным их представление.

После поштучного "выделения" дендритов из изображения макроструктуры поковок для всех кадров (местоположение которых соответствовало расположению образцов для механических испытаний) не обнаружено значимой связи между средними значениями угла ориентировки дендритов, их линейными размерами и разбросом пластичности  $\Psi$  и ударной вязкости (коэффициент корреляции менее 0,49).

Неоднородность строения может сказаться на пластичности и ударной вязкости косвенно, через длинную причинную связь, например, через ликвацию, обеспечивающую выделение сульфидов в междуветвиях дендритов (отчего меняются условия зарождения вязкого излома) или неоднородность микроструктуры – наличие в центральной зоне поковок ферритных пятен поперечником 20 – 90 мкм.

На основе прямого сопоставления неоднородности дендритной структуры, ликвации серы на "серном отпечатке" и микроструктуры обнаружено, что причина большого, достигающего двукратного, разброса пластичности и вязкости по сечению крупных поковок из улучшаемой стали 38ХНЗМФА – в дальних последствиях ликвации: наличии ферритных полей в микроструктуре и размещения сульфидов в межосьях дендритов.

Именно поэтому имеет смысл сопоставление различий в размерах дендритной структуры по сечению слитка. Хотя связь здесь часто через длинную причинную цепь, она, в ряде случаев, может оказаться достаточно сильной. Для аттестации качества металла следует применять не только балльные шкалы макроструктуры, но и ее количественные характеристики.

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОНЦЕПЦИИ ДИСКЛИНАЦИЙ К ОБЪЯСНЕНИЮ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ МЕТАЛЛОВ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ

Викарчук А.А.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

[fti@tltsu.ru](mailto:fti@tltsu.ru)

Одно из быстро развивающихся научных направлений, вошедших в практику исследования пластической деформации и разрушения - это физика дисклинации. Возможность существования полных дисклинаций в крупных кристаллах крайне мала, однако в сильно деформированных металлах, мелкозернистых покрытиях и пленках появление частичных дисклинаций, их диполей и квадрополей вполне реально. В частности, в электролитических металлах с неравновесной структурой, содержащих практически все известные дефекты кристаллического строения, причем в максимально возможных концентрациях, где коллективное поведение дефектов является определяющим, дисклинации становятся необходимым дефектом структуры. На их присутствие в таких материалах указывает наличие в уже исходных кристаллах оборванных субграниц, полос переориентации, сильно разориентированных полосовой и фрагментированной структур. При электрокристаллизации ГЦК – металлов часто появляются кристаллы, имеющие пятерную симметрию, необходимым атрибутом которой в металлах также являются дисклинации.

В настоящее время нам удалось получить пентагональные кристаллы с размерами, достигающими сотен микрон, имеющие конусообразную, дискообразную и звездчатую форму, а также пентагональное образование в виде «усов», «ежей», пятилепестковых конфигураций, сферолитов, дендритов и пентагональных трубок. Убедительно доказано, что все они имеют ростовое происхождение и единую дисклинационную природу. Исследования поведения частичных дисклинаций, особенностей строения дисклинационных границ позволило решить некоторые проблемы теории прочности материалов. В частности была подтверждена модель скачкообразного перемещения дисклинационных диполей, экспериментально обнаружены целый ряд каналов релаксации упругой энергии, связанной с дисклинацией, исследованы дальнедействующие поля напряжений от дефектов дисклинационного типа.

Нам впервые удалось получить покрытия, сплошь состоящие из пентагональных кристаллов и обладающие специфическими свойствами: в них запрещено трансляционное скольжение дислокации, имеется высокая концентрация двойниковых границ, реализовано сложно напряженное состояние, четко выражена текстура и анизотропия свойств, нарушены известные для ГЦК – металлов закономерности упрочнения и разрушения. Нами также разработана технология получения, имеющих большое значение для микроэлектроники, беспористых медных пленок, состоящих из пентагональных кристаллов и обладающих высокой удельной проводимостью.

# СТРУКТУРА И УПРОЧНЕНИЕ В РЕЗУЛЬТАТЕ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНО- И МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

Капуткина Л.М., Ложников Ю.И.

*Московский государственный институт стали и сплавов*

[lojnikov@hotbox.ru](mailto:lojnikov@hotbox.ru)

Исследовали диаграммы горячей деформации, структуру и свойства после термической и термомеханической обработки аустенитно- и мартенситностареющих, в том числе, азотсодержащих сталей различного состава и назначения (конструкционных, инструментальных, коррозионностойких).

Все стали выплавлены в промышленных электропечах; легирование азотом проведено путём введения в расплав азотированного феррохрома.

Содержание углерода составляло от 0,06 до 0,9 % масс., азота – от 0,001 до 0,44 % масс.; основное базовое простое или комплексное легирование: 4,5 ÷ 23 % Cr, до 25 % Ni, до 17 % Mn, до 6 % Mo, до 6 % W, до 2 % Cu, а также микролегирование ванадием и ниобием.

Термическую обработку проводили в соответствии с техническими условиями для каждой стали, горячая деформация при термомеханической обработке – прокатка. Диаграммы горячей деформации получали при одноосном сжатии при температурах 1000 – 1240 °С со скоростью 0,1; 1 и 10 с<sup>-1</sup> на установке дилатометра тип 805 A/D. Температуры деформации для каждой стали соответствовали температурам, обычно рекомендуемым для термомеханической обработки, т.е. были на 20 °С выше температур нагрева под закалку.

Сопротивление горячей деформации, естественно, зависит от состава стали, температуры и скорости нагружения. Как и при холодной деформации, легирование азотом существенно повышает деформационное упрочнение. Вместе с тем, диаграммы горячей деформации достаточно чётко реагируют на структурные и фазовые превращения в ходе деформации. Появление феррита или деформационное старение может изменить тип диаграммы и привести к немонотонному влиянию температуры и скорости на сопротивление деформации.

Выявлены области температурно-скоростных параметров рационального проведения горячей деформации при высокотемпературной термомеханической обработке для обеспечения устойчивых характеристик повышенной конструкционной прочности исследуемых сталей.

## ПОВЕРХНОЕ УПРОЧНЕНИЕ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ КАРБОБОРИРОВАНИЕМ

Гурьев А.М., \*Лыгденов Б.Д., Старостенков М.Д.

*Алтайский государственный технический университет им. И.И.Ползунова,  
Барнаул, Россия*

*\*Восточно-Сибирский государственный технологический университет,  
Улан-Удэ, Россия*

Одним из наиболее эффективных способов повышения стойкости инструмента является химико-термическая обработка (ХТО), позволяющая повысить срок службы инструментальной оснастки за счет кардинального изменения химического состава, структурного состояния и свойств материала у поверхности контактирующей с обрабатываемой деталью.

В настоящей работе изучали возможность совмещения насыщения поверхности бором и углеродом с окончательной термической и термоциклической обработкой (ТЦО) полутеплостойких штамповых сталей в литом и деформированном состоянии.

Установлено, что повышение износостойкости литого штампового инструмента для горячего объемного деформирования возможно, и весьма эффективно, при совмещении процессов диффузионного насыщения поверхности штампа с окончательной термоциклической обработкой. Такая обработка способствует увеличению толщины слоя боридов и одновременно повышению целого комплекса механических свойств, получаемого под слоем (в сердцевине металла) в процессе окончательной термоциклической обработки, что, в конечном итоге, приводит к дальнейшему улучшению работоспособности штампового инструмента.

Исследования показали, что при одинаковых условиях насыщения на литых штамповых сталях (5ХНМ, 5ХНМВФ, 45Х2НМФКЮ, и др.), в зоне столбчатых кристаллов, формируется диффузионный слой в 1,3 – 1,5 раза более толстый, чем на деформированной стали аналогичного химического состава. Поэтому для литого штампового инструмента целесообразно совмещение насыщения бором из обмазки с окончательной термической обработкой (с нагревом и выдержкой под закалку). При этом образуется слой боридов достаточной толщины за время нагрева штампа под закалку. При закалке паста легко отделяется от штампа за счет введения в состав насыщающей обмазки специальной добавки и не требуется дополнительная очистка фигуры штампа. Стойкость штампов изготовленных по такой технологии повышается в 2,0 – 2,5 раза.

Выбор методов борирования и карбоборирования диктуется в основном их технологичностью, условиями производства, конфигурацией и размерами обрабатываемого инструмента. Для штампов горячего деформирования целесообразно применение насыщения из обмазок (паст). При этом способе насыщению бором подвергается только рабочая часть штампа – фигура, требующая наличия износостойкого и прочного слоя. Предлагается проведение процесса насыщения бором и углеродом в условиях циклического изменения температуры (применение метода ХТЦО), как один из путей решения проблемы интенсификации процесса химико-термической обработки литых штамповых сталей.

## **НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ПОКОВОК В ОТКРЫТОМ ШТАМПЕ**

Кисиленко И.А.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

Предлагается новый способ закрытой штамповки в открытом штампе. Способ позволяет повысить качество и коэффициент использования металла. КИМ увеличивается, так как штамповка по этому способу может производиться без облоя. Волокна в поковке в этом случае не перерезаются, как получается при обрезке облоя, а располагаются по контуру поковки, что, в свою очередь, повышает прочность изделия.

Сущность способа заключается в том, что горячая штамповка осуществляется в штампе, верхняя ручьевая вставка которого состоит из двух частей: пуансона и скользящей по ней матрицы. Предварительно нагретую до требуемой температуры заготовку помещают в разомкнутую полость штампа. При движении матрицы вниз закрывается полость штампа до поверхности разъема в поперечном направлении также, как при открытой штамповке, но, в отличие от последней, заготовку в процессе закрытия полости штампа не деформируют. Деформацию осуществляют посредством движения пуансона вниз.

При закрытой штамповке в открытом штампе поковок, круглых в плане, зазор между пуансоном и верхней матрицей и облойная канавка находятся на одном расстоянии от центральной оси штампа. Отсюда следует, что нормальные напряжения на входе в облойную канавку и в зазор между пуансоном и верхней матрицей равны между собой. Таким образом, на входе в зазоры металл имеет одинаковое напряженно-деформированное состояние. Среднее усилие выдавливания металла в заусенец зависит от  $\sigma_s$ , высоты зазора  $h_z$ , в который вытесняется металл, и ширины заусенца  $s$ . При этом размеры облойной канавки и зазора должны быть такими, чтобы металл тек только в облойную канавку. В зазор между пуансоном и верхней матрицей течение металла недопустимо, так как это приводит к быстрому износу штампа. Кроме того, торцевой заусенец трудно удаляется.

Величину зазора определяем из равенства средних усилий выдавливания металла в облойную канавку и в зазор между пуансоном и верхней матрицей. Если среднее усилие выдавливания в облойную канавку равно среднему усилию выдавливания в зазор между пуансоном и верхней матрицей, то металл будет течь в оба зазора одновременно. Из принципа наименьшего сопротивления следует, что, если среднее усилие выдавливания в зазор между пуансоном и матрицей больше, чем в облойную канавку, то металл будет течь только в облойную канавку.

## **ФОРМУЛА ДЛЯ РАСЧЕТА ПЛАСТИЧЕСКОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ СОРТОВЫХ ПРОФИЛЕЙ**

Кисиленко И.А.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия*

Большое количество и разнообразие схем прокатки вызывает большую потребность иметь единую формулу, обеспечивающую высокую точность расчетов параметров формоизменения по любой схеме прокатки.

Нами были выбраны следующие критерии:  $A_0 = (S_0 - S^*)/S^* = \lambda_m - 1$ ;  $A_1 = (D_0 / \sqrt{S_0})$ ;  $A_2 = B_0 / H_0$ ;  $A_3 = S_0 / S_{оп}$ ;  $A_4 = 1 - S_1^* / S_k$ ;  $A_5 = S_k / S_{оп.к}$ ;  $A_6 = 1 + H_k / B_k$ , где  $S_0, S^*$  - площади поперечного сечения полосы до прокатки и после прокатки без уширения соответственно;  $\lambda_m$  - коэффициент вытяжки при прокатке без уширения (максимально возможный коэффициент вытяжки).

Критерий  $A_0 = (S^0 - S^*)/S^* = \lambda_m - 1$ , равный отношению смещенной площади к несмещенной, численно равен максимально возможному коэффициенту вытяжки без единицы. Этот критерий впервые был предложен И.М. Павловым и М.Л. Зайцевым.  $A_1 = (D_0 / \sqrt{S_0})$  характеризует связь диаметра валков с поперечным сечением полосы.  $A_2 = B_0 / H_0$  отражает разноосность полосы.  $A_3 = S_0 / S_{оп}$  и  $A_5 = S_k / S_{оп.к}$  - коэффициенты формы Б.П. Бахтина учитывают соответственно формы исходной полосы и калибра [2].  $A_4 = 1 - S_1^* / S_k$  характеризует резерв на уширение.  $A_6 = 1 + H_k / B_k$  показывает разноосность калибра.

Решая неравенства при предельных значениях параметров очага деформации, получили следующую формулу:

$$\lambda - 1 = \frac{\lambda_m - 1}{1 + \frac{\mu}{\sqrt{3}} \cdot \frac{D_0}{\sqrt{S_0}} \cdot \frac{H_0}{B_0} \cdot \sqrt[4]{\frac{S_{оп}}{S_0}} \cdot \sqrt{1 - \frac{S^*}{S_k}} \cdot \left(\frac{S_k}{S_{оп.к}}\right)^2 \cdot \sqrt[3]{1 + \frac{H_k}{B_k}}}$$

При переходе к прокатке в гладких валках, то есть при  $B_k = \infty$ , критерии  $A_4, A_5$  и  $A_6$  равны единице. При последовательном переходе от прокатки полос с произвольной конфигурацией к полосам с прямоугольной, а затем с квадратным сечением критерии  $(S_0/S_{оп})$  и  $(H_0/B_0)$ , характеризующие соответственно конфигурацию полосы и ее разноосность, в такой же последовательности обращаются в единицу.

Для проверки формулы были использованы экспериментальные данные по прокатке квадрата, прямоугольника, круга в гладких валках, прямоугольника в ящичных калибрах, квадрата в овале, овала в квадрате, ромба в квадрате, квадрата в ромбе, ромба в ромбе, овала в круге, круга в овале, круга в ассиметричном сегментном калибре. Среднеквадратическая ошибка  $s=0.031$ .

## РАСЧЕТ РАЗМЕРОВ ИСХОДНОЙ ЗАГОТОВКИ ДЛЯ НОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ПРОФИЛЬНЫХ КОЛЕЦ

Кисиленко И.А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

Правильный расчет размеров исходной кольцевой заготовки позволяет прокатать профильное кольцо требуемых размеров с расположением волокон по контуру поперечного сечения кольца, повышает коэффициент использования металла, прочностные характеристики изделия.

Расчет будем производить по формулам из работы [1] в следующей последовательности: а) задаемся углом наклона стенки фланца кольца к его радиальному направлению  $\alpha=20^0$  (назначение такого угла вытекает из эксперимента); б) определяем размеры готовой поковки, прибавив к размерам кольцевой детали припуски, напуски на толщину фланца за счет наклона его стенки на угол  $\alpha$ ; в) определяем вытяжку  $\lambda_1$  при прокатке кольцевой заготовки, которая в первом приближении будет равна вытяжке фланца, определенной как отношение площадей фланца и описанного вокруг него прямоугольника; г) определяем величину высотного обжатия исходной заготовки внут-

ренним валком  $\Delta H$  по формуле, предложенной в работе [1]; д) определяем площадь поперечного сечения исходной кольцевой заготовки, умножив площадь поперечного сечения поковки на величину вытяжки; е) определяем высоту исходной заготовки  $H_0 = H + \Delta H$ , где  $H$  – высота поковки; ж) определяем ширину поперечного сечения исходной кольцевой заготовки  $B_0$ ; з) по формулам из работы [1] определяем глубину внедрения внутреннего валка в заготовку  $\Delta H$  и ее вытяжку  $\lambda$ ; к) если расчетная вытяжка  $\lambda$  больше ориентировочной  $\lambda_1$ , то ширина кольцевой поковки недостаточна, поэтому ширину исходной заготовки  $B_0$  следует увеличить и, соответственно, уменьшить  $\Delta H$  и увеличить угол  $\alpha$ ; если расчетная вытяжка меньше  $\lambda_1$ , то величины  $B_0$ ,  $\Delta H$  и  $\alpha$  изменяем наоборот, после чего возвращаемся к пункту е) и процедуру перерасчета следует повторять до тех пор, пока расчетная вытяжка не совпадет с  $\lambda_1$  с точностью используемых формул; л) средний диаметр исходной заготовки определяем делением диаметра готовой кольцевой поковки на вытяжку.

Калибр по ширине делают на 10 мм больше ширины поковки. Остальные размеры калибра совпадают с размерами поковки.

1. Кисиленко И.А., Чикулаев А.Н. Формулы для расчета формоизменения при прокатке профильных колец. -М. Ежемесячный журнал “ Наука производству № 3. 2002 г.

## **НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ФОРМООБРАЗОВАНИЯ ПРОФИЛЬНЫХ КОЛЕЦ**

Кисиленко И.А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

Кольцевые профили для ГТД изготавливаются из дорогостоящих жаропрочных сплавов на никелевой основе на металлорежущих станках из кольцевой заготовки с прямоугольным или с незначительно спрофилированным поперечным сечением. При такой технологии особенно низкий коэффициент использования металла. Сплав очень трудно обрабатывается на металлорежущих станках. Одно кольцо обрабатывается в среднем две смены. Кроме того, снижаются прочностные характеристики изделия, так как волокна металла перерезаются.

Существующие способы прокатки колец не позволяют получить большого профилирования его поперечного сечения из-за утяжин фланца, коробления и разрушения профиля.

Неравенство вытяжек во всех существующих способах прокатки колец возникает из-за того, что обжимается только стенка кольца, а фланец не обжимается.

Наш способ основан на равенстве вытяжек в стенке и фланце, которое достигается за счет их одновременного обжатия.

Обжатие фланца осуществляется за счет того, что фланец в процессе прокатки вдавливается в сужающуюся полость. Сужение достигается наклоном стенки полости к радиальному направлению. Величина вытяжки фланца зависит от этого угла наклона.

Расчет величины угла осуществляют, исходя из условия равенства вытяжек в стенке и фланце кольца.

Данный способ обеспечивает значительное профилирование и увеличивает коэффициент использования металла в 2 раза, снижает трудоемкость мехобработки в 2 раза. Волокна в этом случае не перерезаются, а располагаются по контуру профиля поперечного сечения изделия, в результате чего повышаются его прочностные характеристики.

Данный способ позволяет прокатать кольцо с максимальной высотой фланца, составляющей 0.72 от высоты кольца.

Процесс прокатки по предлагаемому способу состоит из двух этапов: черновой и окончательной. При черновой прокатке исходную кольцевую заготовку после молотовой раскатки раскатывают в ящичном калибре с целью сбивки огранки и получения необходимых размеров прямоугольного сечения под последующую окончательную прокатку.

## **МЕТОДИКА ПРЕДВАРИТЕЛЬНОГО ФАСОНИРОВАНИЯ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ЗАКРЫТОЙ ШТАМПОВКИ В ОТКРЫТЫХ ШТАМПАХ**

Кисиленко И.А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

Закрытая штамповка в открытом штампе повышает не только коэффициент использования металла, но и прочностные характеристики изделия. Это объясняется тем, что волокна не перерезаются, как в открытом штампе при обрезке облоя, а располагаются по контуру поперечного сечения поковки. Но для того, чтобы отштамповать таким способом поковку с удлиненной осью, её необходимо достаточно точно предварительно сфасонировать. Такое фасонирование можно произвести только вальцовкой. При этом для этой вальцовки должна быть сделана точная калибровка валков. Последнюю можно произвести с помощью единой формулы [1] по следующей методике.

При вальцовке поперечное сечение полосы в продольном направлении в основном не постоянное. Для решения этой проблемы автор предлагает определять мгновенную вытяжку в ряде сечений. Даны единые формулы для расчетов монотонно меняющихся геометрических параметров любого текущего сечения. Предлагаемая методика является алгоритмом для автоматизированного проектирования калибровки валков при вальцовке.

По мере изменения непостоянного сечения вытяжка изменяется. Поэтому здесь мы можем говорить только о мгновенной вытяжке (в каком либо одном сечении участка полосы с переменным сечением) или о средней вытяжке. Полусумма вытяжек в двух сечениях равна средней вытяжке отрезка полосы, ограниченного данными сечениями. Вытяжку будем считать по единой формуле [1] Разобьем исходную заготовку по длине на  $j$  отрезков и произведем расчет калибровки валков для сечений заготовки сделанных на границе каждого отрезка. Плавнo переходя от сечения к сечению, получим гравюру полосы после вальцовки.

Металл выходит из валков с опережением последних. Поэтому развертка гравюры ручья сегмента не совпадает по длине с гравюрой вальцованного участка заготовки. Отношение скоростей на входе  $v_0$  в очаг и выходе из него  $v_1$  определяет среднюю вытяжку ( $v_1 / v_0 = \lambda_{cp}$ ). Для определения размеров гравюры сегментов применим следующую методику.

1. Кисиленко И.А., Чикулаев А.Н. Формулы для расчета формоизменения при прокатке профилейных колец. -М. Ежемесячный журнал "Наука производству" № 3. 2002г.

## НОВАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ИЗГОТОВЛЕНИЕ ПРОФИЛЕЙ ДЛЯ ЛЕТАТЕЛЬНЫХ АППАРАТОВ

Кисиленко И.А.

Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия

Из листового материала, лакировка и текстура которого позволяют получить стесненным изгибом профиль с небольшим весом, высокими прочностными характеристиками и коррозионной стойкостью.

При стесненном изгибе в валках имеет место неравенство вытяжек в вертикальных и горизонтальных элементах профиля, что вызывает его коробление.

При увеличении диаметра валков вытяжка полосы уменьшается. По единой формуле при прокатке профиля был рассчитан диаметр валков, при котором вытяжка практически равна нулю. Этот диаметр при высотном обжатии полосы 0.05мм равен 200мм. Длина дуги захвата равна 100мм.

Изготовление таких валков невозможно и нецелесообразно, поэтому был разработан штамп, полость ручья которого совпадает с калибром данных валков. Для облегчения изготовления штампа поверхность окружности можно представить как вписанный в окружность правильный 6280-гранник с длиной грани, равной длине дуги захвата. В этом случае угол наклона примыкающих друг к другу граней составляет 1.7 минуты, что соответствует уклону 1/2000. Такой уклон на выходе металла из валков обеспечивает наличие зоны упругой деформации, силы трения которой исключают продольное течение металла и коробление профиля.

Из анализа напряженно-деформированного состояния следует, что полоса в горизонтальных полках теряет устойчивость. В результате потери устойчивости крайние полки загибаются, а средняя по оси симметрии выпучивается к внутренним поверхностямгиба, образуя острые углы.

На внутренней поверхности в углахгиба в лакировочном слое образуются микроскладки. При последующей разгибке до прямого угла микроскладки раскрываются и в них образуются микротрещины. Поэтому процесс гибки предлагается вести в две стадии в штампе, пуансон и матрица которого составные. Вставка пуансона и вставка матрицы подпружинены, например, полиуританом.

На первой стадии профиль формируется свободной гибкой (без торцевой осадки) с высотой боковых стенок больше требуемой на 1...10%. Во второй стадии за счет уменьшения вертикальных размеров сомкнутого ручья при движении вставки пуансона вниз происходит осадка вертикальных элементов профиля, степень которой колеблется от 1 до 10% в зависимости от материала. В результате практически точно фиксируются геометрические размеры профиля после снятия нагрузки.

## ПРОБЛЕМЫ И ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ МЕТОДА АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ДЛЯ РЕШЕНИЯ ЗАДАЧ ФИЗИКИ ПРОЧНОСТИ И ПЛАСТИЧНОСТИ

Мерсон Д.Л.,

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,  
merson@infopac.ru

Более полувека прошло с момента выхода знаменитой работы Кайзера, посвященной явлению акустической эмиссии (АЭ) в металлических материалах. С тех пор сотни ученых во всем мире продолжают проводить многочисленные теоретические и экспериментальные исследования АЭ, возникающей практически во всех известных материалах.

В настоящее время можно выделить два основных направления исследования АЭ. К первому направлению можно отнести работы, посвященные АЭ, сопровождающей процессы трещинообразования, и разработке метода АЭ-диагностики потенциально опасного оборудования. Именно в этом направлении на сегодняшний день достигнуты наибольшие успехи.

Поскольку началу деструкции материала всегда предшествуют деформационные процессы, не менее важным представляется другое направление: исследование с помощью метода АЭ дислокационно-дислокационных механизмов пластической деформации, происходящих на всех масштабных уровнях. Работы в этом направлении, во-первых, позволяют получать новую информацию о кинетике процесса дефектообразования и, во-вторых, способствуют более глубокому пониманию физической природы самого явления акустической эмиссии.

Накопленный за полувековой период экспериментальный и теоретический материал позволяет сделать определенные выводы о возможностях и перспективах применения метода акустической эмиссии для решения задач физики прочности и пластичности, которые будущим исследователям необходимо обязательно учитывать в своей практике. Некоторые из этих выводов приведены ниже.

Наиболее информативными параметрами АЭ являются следующие: энергетические, которые позволяют судить об интенсивности процессов дефектообразования; спектральные, на основании которых в принципе можно идентифицировать различные источники АЭ; и временные, с помощью которых в случае дискретной АЭ на основе корреляционно-статистического анализа можно распознавать различные дислокационные процессы, например, периодическое рассылание границ.

Максимальная энергия акустического излучения достигается либо при очень высоких (околозвуковых скоростях дислокаций), либо при скоррелированном движении большого числа дислокаций (полоса Людерса и т.п.).

Непрерывная АЭ, наблюдаемая в металлах и сплавах в области предела текучести, является следствием выхода дислокаций на свободную поверхность. Причем энергия АЭ напрямую зависит от состояния поверхности. Из этого экспериментально доказанного факта следует важный вывод о перспективности применения метода АЭ для контроля состояния поверхностного слоя материалов и качества покрытий, благодаря которым в большинстве случаев обеспечиваются служебные функции всего изделия в целом.

С увеличением масштаба или длительности событий, приводящих к излучению акустических волн, спектр сигналов АЭ смещается в сторону низших частот. Поэтому одним из наиболее перспективных направлений развития метода АЭ является совершенствование методики спектрального анализа АЭ-сигналов.

## УСТАЛОСТНЫЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ

Виноградов, А.Ю., Хашимото, С.

Университет Города Осака, 558-8585, Япония  
alexci@imat.eng.osaka-cu.ac.jp

С позиций особенностей структуры рассмотрены различные аспекты усталости субмикро-кристаллических (СМК) материалов полученных методом равноканального углового прессования (РКУП). Особенное внимание уделено механизмам деформации и разрушения СМК материалов и влиянию на них условий получения и последующей термомеханической обработки.

Многоцикловая усталостные свойства большинства материалов существенно повышаются после достижения субмикро-кристаллического зерна в ходе интенсивной пластической деформации, что является прямым следствием повышения предела текучести и прочности СМК материалов.

Малоцикловые усталостные свойства СМК материалов оказываются, не лучше, а зачастую хуже чем у аналогичных материалов с относительно крупным размером зерна из-за некоторой потери пластичности в ходе РКУП. Потенциал РКУП, обещающий высокую прочность при сохранении пластичности, остается пока не реализованным для одновременного повышения сопротивления как зарождению, так и распространению трещин при комнатных температурах. Тем не менее, приводятся косвенные данные которые позволяют предположить, что в ближайшем будущем такой результат будет получен.

Повреждаемость при усталости происходит на различных масштабных уровнях от внутризеренного движения индивидуальных дислокаций до локализации напряжения в микро- и макроскопических полосах сдвига.

Восприимчивость СМК материалов к локализации пластического течения является главным фактором, который ограничивает их пластичность и, в большой степени, определяет их малоцикловую усталость и сопротивление распространению усталостных трещин.

Термическая обработка СМК материалов полученных РКУП, способствует существенному улучшению их долговечности при малоцикловой усталости из-за повышения пластичности и уменьшения локализации деформации.

Два фактора - уменьшение размера зерна и накопление дислокаций - играют наиболее важную роль в усталостных свойствах СМК материалов, полученных интенсивной пластической деформацией. Как следствие, большинство циклических свойств СМК материалов может быть понято, по крайней мере качественно, в терминах дислокационного и зерно-границного упрочнения Холла-Петча, в рамках предлагаемого в настоящей работе упрощенного одно- или двух-параметрического дислокационно-кинетического подхода.

Роль границ зерна в усталости СМК металлов важна и сложна. С одной стороны, они являются барьерами движению дислокаций и, таким образом, способствуют повышению напряжению течения и, косвенно, предела выносливости. С другой стороны, по той же самой причине, они являются концентраторами напряжения и ведут к ранней локализации деформации, сдвигообразованию и разрушению. Приводятся экспериментальные данные, доказывающие возможность реализации пластической деформации в СМК металлах путем зернограницного проскальзывания.

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА СПЕКТРАЛЬНЫЙ СОСТАВ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ

Мерсон Д.Л., Разуваев А.А.

Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,  
merson@infopac.ru

Известно, что при деформировании металлических материалов в области перехода от упругих деформаций к пластическим регистрируется повышенный уровень акустической эмиссии (АЭ). Для углеродистых сталей, подвергнутых закалке и отпуску, энергия данного излучения максимальна при отпуске в температурном интервале проявления необратимой отпускной хрупкости (НОХ). На этом основана возможность использования метода АЭ для оценки степени хрупкости сталей фактически без разрушения, а также для исследования самого эффекта НОХ.

Можно ожидать, что температура отпуска влияет не только на энергетические, но и спектральные характеристики АЭ. С целью выявления характера этой связи в настоящей работе проведено исследование на образцах стали 32Г2С, широко используемой в производстве труб нефтяного сортамента.

Образцы с размерами рабочей части 50x10x6 мм подвергали двум режимам закалки: 1 – закалка от 850°C в воду и 2 – закалка от 780°C (из МКИ) в воду. Далее те и другие образцы отпускали 1 час при восьми температурах: 200, 250, 300, 350, 400, 500, 600, 700°C и деформировали одноосным растяжением, в процессе которого регистрировали сигналы АЭ. Впоследствии сигналы АЭ были разбиты на группы в соответствии с формой спектра по оригинальной методике кластерного анализа. Для каждого образца была выделена группа подобных по спектральному составу сигналов АЭ, максимальная по численности (наиболее представительная). Основное влияние уделено наиболее представительной группе сигналов АЭ.

Установлено, что в области предела текучести (при растяжении) наблюдается резкий максимум акустического излучения, высота которого достигает максимума при 350°C. Доля сигналов, отнесенных к первой, наиболее представительной группе, напрямую связана с мощностью излучения (высотой пика АЭ), т.е. достигает максимального значения (более 80%) в области 300-400°C. Минимум соответственно - в исходном состоянии и после отпуска 700°C (33-36%).

Высота пика АЭ является абсолютной величиной и, очевидно, будет различаться для разных сталей. То есть использование данного параметра предполагает использование эталонных образцов. Напротив, доля сигналов в максимальной группе есть величина относительная, что позволяет считать ее более надежным показателем.

Кроме того, с увеличением температуры отпуска наблюдается изменение формы спектра сигналов этой группы. В исходном состоянии энергия сигналов практически равномерно распределена в диапазоне частот 250-600 кГц. После закалки и отпуска во всех случаях на кривых спектральной плотности сигналов АЭ проявляется пик в области 300 кГц. Его форма и положение практически не меняются с температурой отпуска. В области температур проявления НОХ (300-400°C) в спектре появляется еще один пик – при 500 кГц. С ростом температуры отпуска второй пик постепенно сглаживается и при 700°C переходит в плато. Следует отметить, что рассмотренные закономерности практически идентичны для двух видов закалки.

Сделано предположение, что появление в спектре сигналов АЭ второго (высокочастотного) пика в области проявления необратимой отпускной хрупкости связано с микро-разрушениями по межзеренному механизму (наиболее вероятно, с декогезией карбидной пленки).

## ЗАВИСИМОСТИ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК И СПЕКТРАЛЬНЫХ ПАРАМЕТРОВ СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ОТ РЕЖИМОВ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ТРУБ

Мерсон Д.Л., Марченко Л.Г.

Тольяттинский Государственный университет, Тольятти, Россия  
Трубная металлургическая компания, Москва, Россия  
merson@infopac.ru

Одним из наиболее современных и эффективных методов контроля механических свойств материалов без разрушения является метод акустической эмиссии (АЭ). Соответственно, работы по определению АЭ-критериев оценки оптимальности комплекса механических свойств являются актуальными, особенно в свете повышения надежности и оперативности контроля состояния материалов.

В настоящей работе исследовали образцы трубных сталей, предоставленные Синарским трубным заводом. Образцы подвергались одноосному растяжению, в процессе которого регистрировали огибающую сигналов АЭ и записывали форму отдельных сигналов. В дальнейшем сигналы АЭ были с помощью оригинальной программы кластерного анализа поделены на группы по принципу подобия формы спектра, при этом основное влияние уделено наиболее представительной группе сигналов АЭ.

Основные параметры исследуемых образцов и их физико-механические характеристики представлены в таблице.

Таблица. "Физико-механические характеристики образцов трубных сталей"

№	Мар-ка стали	Технолог. режим получения	Предел текучести	Предел прочности	Пластичность	Высота пика АЭ	Число АЭ-сигн. в 1-й группе
			МПа	МПа	%	Отн.ед.	%
1	09Г2С	ТМО	375	480	29,6	0,35	44
2		Нормализация	360	475	29,6	0,43	34
3	10	ТМО	345	445	34,5	0,085	34
4		Нормализация	310	440	39	0,16	10 <sup>1)</sup>
5	20	ТМО	350	535	39	0,25	38
6		Нормализация	410	560	40	0,22	30
7	20ДС	ТМО + Закалка + Отпуск	375	545	35	0,18	33
8		ТМО	285	450	28,5	0,15	49

ПО РЕЗУЛЬТАТАМ ИССЛЕДОВАНИЯ СДЕЛАНЫ СЛЕДУЮЩИЕ ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ.

ВЯЗКОМУ СОСТОЯНИЮ СООТВЕТСТВУЮТ СИГНАЛЫ АЭ, В КОТОРЫХ ВЫСОКОЧАСТОТНАЯ СОСТАВЛЯЮЩАЯ (> 400 КГЦ) ЛИБО СОВСЕМ ОТСУТСТВУЕТ, ЛИБО ПРИСУТСТВУЕТ В ВИДЕ РАВНОМЕРНОГО СПЕКТРА.

Из всех представленных к исследованию марок стали (09Г2С, 10, 20 и 20ДС) наилучшим комплексом механических свойств обладает сталь 20. Сравнение результатов испытания образцов сталей, изготовленных по режимам: ТМО и горячая деформация + нормализация, показало, что в целом оба варианта имеют весьма близкие друг к другу механические свойства, но второй режим, по данным АЭ-контроля, имеет незначительные преимущества.

## СОВРЕМЕННЫЕ КОМПЬЮТЕРНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ АНАЛИЗА СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛОВ

Егоров М.Ю.  
ООО ВидеоТест, Санкт-Петербург, Россия  
egorov@videotest.ru

Безостановочное движение промышленности, заставляет лучшие умы трудиться над освоением физических свойств уже известных материалов и изобретать новые. Облегчить задачу исследователя, открыть для него новые возможности, сэкономить его силы и время позволяют современные компьютерные технологии, применяемые в системах анализа изображений.

Одним из разработчиков систем такого рода является фирма ВидеоТест более 12 лет работающая над разработкой и созданием компьютерных методов анализа структуры материалов.

Все анализаторы изображений можно условно разделить на три большие группы по их функциональности, а значит и области применения.

Первая группа: анализаторы изображений, позволяющие работать с изображениями материалов для получения данных ручных измерений с небольшой статистической обработкой, например ВидеоТест-Размер 5.0. Отличительной особенностью такого анализатора являются специализированные возможности, как расширенный фокус необходимый для съемки изображений отличающихся по высоте, например, трещин и изломов. Функция «спивка» позволяет записывать в один файл изображения объекта, не помещающегося в одном поле зрения. Данная функция полезна, когда необходимо проанализировать структуру всего объекта целиком, уделяя внимание мельчайшим нюансам.

Вторая группа: анализаторы изображений, работающие по заданному алгоритму, например стандартам ГОСТ, ASTM и ISO, в автоматическом режиме. Ярким примером такого анализатора может служить ВидеоТест-Металл, предназначенный для экспресс-анализа сталей и сплавов. Такой подход необходим при рутинной работе лабораторий контроля качества, когда необходимо оценивать свойства определенных металлов в соответствии с принятыми нормами.

Третья группа: универсальные анализаторы изображений, предназначенные для использования в исследовательских лабораториях, например ВидеоТест-Структура. Обширные возможности этого анализатора по фильтрации изображений, измерительным процедурам, классификации и статистической обработке результатов измерений делает его прекрасным инструментом в руках исследователя. Легкая схема создания собственной автоматизированной методики позволяет использовать его для создания собственных методов контроля свойств материалов.

## НОВЫЕ ИЗНОСОСТОЙКИЕ ЭЛЕКТРОДНЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ЭЛЕКТРОИСКРОВОГО ЛЕГИРОВАНИЯ, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ СВС-ЭКСТРУЗИИ

Столин А.М., Якунин В.Н.\*, Викарчук А.А.\*

ИСМиПМ, г. Черноголовка, Россия

\*Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, Россия,

Исследована возможность получения методом СВС-экструзии упрочняющих электродов из новых электродных материалов. Установлено, что электроды получаются в широком диапазоне соотношений твердое вещество/связка. Изучены микроструктура и свойства электродных материалов, включая средний размер зерна, фазовый состав, прочность при температуре 25 и 600°C, жаростойкость, коррозионностойкость, стойкость в различных агрессивных средах. Исследован процесс электроискрового легирования полученными материалами, выбраны оптимальные режимы легирования. Исследованы свойства покрытий, нанесенных электродными материалами. Дана комплексная оценка эффективности покрытий на износостойкость и коррозионностойкость. Обсуждается возможность использования СВС-электродов для упрочнения режущего инструмента для машиностроения, в частности, используемого на ОАО «АВТОВАЗ».

## Именной указатель

Авдеев А.М.	3-65	Болдырев Д. А.	3-41, 42, 43, 51
Агиней Р.В.	3-45	Бондаренко С.А.	1-71, 93
Азума Ш.Н.	1-130; 2-92; 3-39	Боровин Ю.М.	3-39
Аксенов В.Б.	2-16	Босин М.Е.	1-25
Акчурина М.Ш.	1-117	Бречко Т.	2-44
Александров И.В.	2-5, 58, 72	Бритвин А.А.	2-9
Алексеев А.Н.	1-119	Бродова И.Г.	2-36
Алексеев И.Г.	3-66	Брюхов В.В.	3-36
Алексеева Т.Н.	1-24	Брюховецкий В.В.	2-20, 40
Алеутдинова М.И.	3-40	Будовских Е.А.	2-100
Алехин В.П.	1-130; 2-79, 88, 92; 3-38, 39	Бульчев С.И.	2-88; 3-38
Алехин О.В.	1-130; 2-92; 3-39	Буренков Ю.А.	1-4
Амосова О.В.	1-75; 2-73	Бурков П.В.	2-11
Андронов И.Н.	1-49, 51; 2-80, 85; 3-45	Буряк В.В.	2-23
Анофриев В.Ю.	3-53	Бутенко П.Н.	3-23
Апасов А.А.	3-22	Валиев Р.З.	2-28, 37, 57, 72, 85, 102
Апасов А.М.	3-22	Валоженич М.К.	3-15
Аржавитин В.М.	1-45	Варюхин В.Н.	2-53
Арисова В.Н.	3-26	Васильев А.В.	2-69, 70; 3-4
Артменко А.Н.	2-23	Васильев А.Д.	1-9
Афанасьев М.Е.	3-35	Васильев Д.М.	1-131
Афанасьев Н.И.	2-28	Васильев Л.С.	1-63
Бабукин А.В.	2-18	Великанова Ю.В.	1-18
Бадиян Е.Е.	1-7, 8	Викарчук А.А.	1-67, 71, 73, 92; 2-83, 101; 3-70, 82
Балакин С.М.	3-53	Викторов В.Н.	2-89
Баранникова С.А.	1-11	Виноградов А.Ю.	3-79
Барактин Б.К.	1-22, 24, 34; 2-29, 2-35	Виноградова М.Р.	2-26
Батаев А.А.	1-41; 2-24	Винокуров В.А.	1-110
Батаев В.А.	1-41; 2-24	Власов А.А.	2-102
Батаронов И.Л.	1-111	Водопьянов Е.А.	3-69
Бахшиян Р.М.	1-62	Воленко А.П.	1-69, 71, 73, 92, 93; 2-83, 101; 3-58
Башлыков Д.В.	2-36	Волков А.Е.	1-52; 2-16, 43
Беликов О.В.	3-27	Волков А.И.	2-68, 71; 3-51
Белозеров В.В.	1-28	Волков М.Е.	1-12
Белоус В.А.	3-25	Володин А.В.	2-64
Беляев С.А.	3-40	Вольницев А.Б.	1-29
Беляев С.П.	1-52; 2-5	Вольф Б.	2-4
Бенгус В.З.	2-108, 109	Воронин Н.А.	3-20
Берлев А.Е.	2-27	Воронов А.В.	3-46, 47
Бетехтин В.И.	1-75, 124, 125	Воронов Д.Л.	2-20, 40
Бетехтин К.В.	1-125; 2-73	Воронов И.Н.	1-109
Блинов А.М.	2-30	Выбойщик Л.М.	1-40, 42, 80; 2-58, 60, 63, 68, 71; 3-5, 9, 41, 42, 43, 51
Бобров О.П.	2-27	Вьюненко Д.Ю.	2-74
Бобровский Н.М.	3-12	Вьюненко Ю.Н.	2-74
Богданов Н.П.	1-51; 3-45	Гейхман Т.Д.	2-64
Божко И.А.	3-31		
Бойцов Э.А.	1-129; 2-34		

Гецов Л.Б. 2-55; 3-52, 53  
 Гильмутдинов Ф.З. 3-61  
 Гиляров В.Л. 3-23  
 Гирсова Н.В. 2-85  
 Гладковский С.В. 2-98  
 Глазов А.Л. 2-42  
 Глезер А.М. 1-109; 2-104; 3-58  
 Глушков А.Н. 1-56  
 Голковский М.Г. 2-24  
 Головин Ю.И. 1-59, 117, 128, 129;  
 2-4, 25, 34, 39, 97,  
 102  
 Голосиенко С.А. 1-34  
 Голосова Т.Н. 1-57  
 Гончаров В.С. 1-94; 3-10, 11, 49  
 Гончаров М.В. 3-10, 11  
 Гончарова Н.В. 2-46  
 Горожанин П.Ю. 3-27  
 Горюшкин В.Ф. 2-100  
 Грабовецкая Г.П. 2-85  
 Грачев В.В. 2-54  
 Грехов М.М. 2-41  
 Грещкая И.А. 1-6; 2-50  
 Григорьева Н.А. 1-43  
 Гришков В.Н. 2-37, 38  
 Громов А.С. 1-6, 21, 109,  
 2-12, 32, 48, 50, 54,  
 88, 104; 3-16  
 Грязнов М.Ю. 2-94, 98  
 Гумиров Е.А. 2-2  
 Гундеров Д.В. 2-6, 108  
 Гурьев А.М. 3-72  
 Дансейко О.И. 1-48  
 Данилов В.А. 1-94  
 Данилов В.И. 1-11, 13  
 Демаков С.Л. 2-91  
 Дементьев С.И. 1-62  
 Демидов А.Г. 1-22  
 Демина М.Ю. 1-52  
 Джежора А.А. 2-111, 112  
 Диваков А.К. 1-24  
 Диженин В.В. 1-71  
 Дитенберг И.А. 1-30  
 Дмитриев А.А. 2-52  
 Дмитриевский А.А. 2-39  
 Довженко О.А. 1-92; 2-83  
 Дорощев Г.А. 2-22  
 Дробышев В.А. 1-30  
 Дроздов Н.А. 1-77  
 Дроздовский Г.П. 2-80  
 Дугай П. 2-109  
 Дударев Е.Ф. 2-28, 37

Евард М.Е. 2-16, 43  
 Евтеев А.В. 1-15; 2-52  
 Егоров А.В. 2-2  
 Егоров М.Ю. 3-82  
 Егоров С.А. 2-16  
 Елсуков Е.П. 2-22  
 Елсукова Т.Ф. 2-106  
 Емалетдинов А.К. 1-61, 64, 89, 90;  
 2-8; 3-33  
 Ермолаев А.А. 3-34  
 Жданов А.В. 1-119  
 Жигачева Н.И. 1-24  
 Жога Л.В. 1-26; 2-117  
 Жукова С.Ю. 3-27  
 Жулейкин С.Г. 1-21; 3-16  
 Журавель Л.В. 3-56  
 Зайцев С.И. 1-10, 2-54  
 Замятина И.П. 1-91  
 Затульский Г.З. 2-74  
 Захарова Е.В. 1-22  
 Захарова Е.Г. 1-33; 2-13, 14  
 Зворыгин Р.Г. 2-29  
 Зефельд М. 1-136  
 Зеленская Г.И. 1-54  
 Зибров А.П. 3-32  
 Зибров П.Ф. 3-32  
 Зиновьева Т.Ю. 1-17  
 Зозуля Э.В. 1-55  
 Золоторевский Н.Ю. 1-131; 2-51  
 Зубков А.И. 1-38; 2-77, 84  
 Зуев Л.Б. 1-11, 32  
 Иванов А.М. 2-118  
 Иванов Е.В. 1-9  
 Иванов К.Ф. 2-37  
 Иванов Ю.Ф. 1-6; 2-48, 50  
 Иващенко А.В. 3-68  
 Иволгин В.И. 2-97, 102  
 Иевлев В.М. 1-15  
 Ильин А.В. 3-53  
 Ильинский А.И. 1-55; 2-77, 84  
 Ильичев М.В. 3-18  
 Ионе С.Д. 3-63  
 Иоффе А.В. 2-59, 62  
 Исасев В.В. 2-99  
 Исасенкова М.Г. 1-5; 2-41, 101  
 Исакасев Э.Х. 3-18  
 Исламгалиев Р.К. 2-6  
 Кадомцев А.Г. 1-75, 124, 125  
 Казарина С.А. 1-79; 2-57  
 Калашников М.П. 3-31  
 Калмакова Н.В. 1-130  
 Камалов М.М. 2-99

Камашев А.В. 3-28  
 Капуткин Д. Е. 3-53  
 Капуткина Л.М. 3-71  
 Кардашев Б.К. 1-4  
 Карпужин А.А. 1-110  
 Карьев Л.Г. 1-36, 56  
 Кашин О.А. 2-28  
 Кильмамбетов А.Р. 2-72  
 Ким Ч.С. 1-130  
 Киреева И. В. 1-19, 33;  
 2-13, 14, 16  
 Кириллов В.А. 2-14  
 Кириллов Р.А. 1-56  
 Кисслева Т.Д. 3-44  
 Кисиленко И.А. 3-73, 74, 75, 76, 77  
 Клемм В. 1-135  
 Клепиков В.Ф. 2-40  
 Климанск П. 1-135, 136  
 Клубович В.В. 2-72  
 Ковалевская Т.А. 1-43, 48  
 Коваленко В.В. 1-21; 2-48, 54, 104;  
 3-16  
 Колжаспиоров Г.Е. 3-54  
 Козиков А.С. 3-20  
 Козлов Э.В. 1-6, 21, 127, 132;  
 2-48, 50, 54;  
 3-16, 31  
 Козорезов К.И. 1-115  
 Колесникова А.Л. 1-135  
 Колобов Ю.Р. 2-28, 37, 85, 93  
 Колосов С.В. 1-32  
 Колубасев А.В. 1-60; 3-36, 37  
 Колупасва С.Н. 1-48; 2-107  
 Кондратенко М.Б. 1-133  
 Кондрашова В.П. 2-58  
 Конева Н.А. 1-118  
 Коновалов М.Н. 2-80  
 Коновалов С.В. 1-6; 2-32, 50, 104  
 Копылов В.И. 2-94, 95, 96  
 Коренков В.В. 1-59, 117; 2-4  
 Коренкова Н.В. 1-117; 2-4  
 Коротаев А.Д. 1-30, 31  
 Корсуков В.Е. 3-23  
 Коршак В.Ф. 1-45, 46, 58  
 Косарева Е.А. 1-121  
 Косилов А.Т. 1-15; 2-52  
 Коснырева И.Г. 3-17  
 Костин В.И. 1-69  
 Костылев В.И. 3-53  
 Кофанов С.А. 1-38  
 Коханенко Д.В. 2-31  
 Красильников Н.А. 2-67

Красников А.С. 2-45  
 Крестелев А.И. 1-14; 3-15  
 Кривошесова Е.В. 1-18  
 Кривченко А.Л. 3-15  
 Криштал М. М. 1-81, 83, 85, 113;  
 2-66;  
 3-3, 41, 42, 43, 48, 49  
 Крыловский В.С. 1-102, 103  
 Крючков С.В. 1-49; 2-87  
 Кудинова Е.Д. 2-37  
 Кудря А. В. 3-66, 67, 68, 69  
 Кузнецова Р.И. 2-20  
 Кузьбожев А.С. 3-45  
 Кузько Е.И. 1-134  
 Кузьмин С.Л. 2-73  
 Кулясова Е.Г. 2-67  
 Курзина И.А. 3-31  
 Кучкин В.В. 2-35  
 Лаврентьев Ф.Ф. 1-25  
 Ладьянов В.И. 2-75  
 Лазутова Е.Б. 3-48  
 Ланин А.Г. 2-47  
 Лаптев С.Н. 2-27  
 Ларионов А.Г. 3-62  
 Лебедев В.П. 1-102  
 Лебедев С.В. 1-102, 103  
 Лебедин М.А. 2-97  
 Левин А.Е. 1-18, 99  
 Лепендин А.А. 2-2  
 Лесных Ю.И. 1-95, 96, 97  
 Ливанова О.В. 3-19  
 Лиманова Н.И. 3-63  
 Литвинов М.Ю. 2-9  
 Литвинов Ю.М. 2-3, 9  
 Лободюк В.А. 2-19  
 Ложников Ю.И. 3-71  
 Лоозе В.С. 1-72  
 Лопатин Ю.Г. 1-98; 2-94, 95, 96  
 Лотков А.И. 2-37, 38  
 Лошкарев П.В. 1-50, 78, 80  
 Лубяной Д.А. 3-29, 30  
 Лузинова Н.В. 1-19  
 Лукин Е.С. 2-118  
 Лыгденов Б.Д. 3-72  
 Лычагин Д.В. 1-105  
 Лябук С.И. 2-77  
 Макаров И.М. 1-98; 2-94, 95, 96  
 Макаров С.В. 2-10  
 Малинин В.В. 1-104  
 Малинин В.Г. 1-104, 108; 2-76  
 Малинина Н.А. 1-107; 2-76  
 Мальгин Г.А. 1-37

Малышкин В.Г. 1-120  
 Марголин Б.З. 3-53  
 Марков Е.А. 3-66  
 Мартусевич Е.В. 2-100  
 Марченко Л.Г. 3-9, 81  
 Масаков В.В. 3-5  
 Махмуда Т.М. 2-46  
 Махотилова А.И. 1-28  
 Медведев А.С. 2-99  
 Медведев М.В. 1-109  
 Меддох М.М. 2-19  
 Мелешко И.В. 1-65  
 Мерсон Д.Л. 1-113; 3-12, 78,  
 80, 81  
 Мещеряков Ю.И. 1-24  
 Минц И.И. 3-57  
 Миркин Л.И. 1-115, 116; 2-45  
 Митлина Л.А. 1-18; 2-26  
 Мишкун И. 2-108  
 Мовчан А.А. 1-79; 2-57  
 Мордовин В.П. 3-39  
 Мордок Б.Н. 2-23  
 Мотыленко М. 1-135  
 Мумбер И.И. 3-28  
 Муратиков К.Л. 2-42  
 Мураткин Г.В. 3-21  
 Мышляев М.М. 1-24; 2-99  
 Наздрачев В.А. 2-59  
 Накин А.В. 1-120  
 Нариманова Г.Н. 1-32  
 Нарусова Е.Ю. 3-19  
 Нацк В.Д. 2-108  
 Нейхойзер Х. 2-109  
 Неклюдов И.М. 1-40  
 Нефедов С.А. 2-116, 119  
 Никитин Ю.П. 3-17  
 Никифорова В.Н. 1-25  
 Николаев Е.А. 2-68, 71  
 Никулин С.А. 2-18, 78, 88  
 Новоселова Н.Г. 3-57  
 Носкова Н.И. 2-110  
 Носковец А.А. 2-74  
 Носов Г.И. 3-25  
 Нохрин А.В. 1-98; 2-95, 96  
 Нуруллаев Р.Л. 2-8; 3-33  
 Ньюнт Со 2-57  
 Овсянников А.В. 2-16  
 Овчинников С.К. 1-49; 2-85  
 Осинская Ю.В. 2-90; 3-44  
 Осокин Е.Н. 2-35  
 Павленко В.Д. 2-67  
 Павлихин С.Е. 2-66

Павлов В.Ф. 2-3  
 Пак Ж.Х. 2-92; 3-39  
 Панин А.С. 2-116  
 Панин В.Е. 2-106  
 Пантюхова О.Д. 1-91  
 Панченко Е.Ю. 2-14, 16  
 Панькин Н.А. 3-60  
 Пархоменко А.А. 1-40  
 Паршуков Л.И. 3-61  
 Патудин В.М. 1-132  
 Папшинская Е.Г. 2-53  
 Перепелкина О.Г. 2-78  
 Перлович Ю.А. 1-5; 2-41, 101  
 Пермякова И.Е. 2-7  
 Перфилов В.А. 1-88  
 Петров А.Л. 2-116, 119  
 Петров В.И. 2-54  
 Петров Р.Л. 3-14  
 Петрунин В.А. 2-12  
 Печина Е.А. 2-91  
 Пинжин Ю.П. 1-30, 31  
 Пирожникова О.Э. 2-95  
 Платонов С.Ю. 2-58, 60; 3-5  
 Плотников В.А. 2-10, 31  
 Плужникова Т.Н. 1-36, 114  
 Пойда А.В. 2-20, 40  
 Пойда В.П. 2-20  
 Покоев А.В. 1-47; 2-90  
 Полетика Т.М. 1-32  
 Полетов Г.И. 2-76  
 Полунин В.И. 2-66; 3-3  
 Поляков В.В. 1-119; 2-2  
 Попель П.С. 1-38  
 Попелух А.И. 2-24  
 Попов Л.Е. 1-57; 2-107  
 Попов П.В. 1-26; 2-117  
 Попова Л.И. 1-50, 80  
 Попова Н.А. 1-21; 3-16, 46  
 Портной В.К. 2-30  
 Поспишил Б. 2-55  
 Потапенко М.М. 1-30  
 Пронин Г.М. 2-23  
 Пугачева Т.М. 2-111  
 Пульнев С.А. 1-125; 2-73  
 Пуспешева С.И. 2-107  
 Путилин В.А. 1-14, 20  
 Пушкин И.А. 2-39  
 Пыпминцев И.Ю. 3-27  
 Пьен Й.С. 1-130; 2-88, 92;  
 3-38, 39  
 Рааб Г.И. 2-67  
 Разов А.И. 2-5

Разуваев А.А. 1-76; 3-80  
 Рандин А.В. 3-35  
 Резникова Н.П. 3-13  
 Реснина Н.Н. 2-17  
 Решетникова Е.В. 2-67  
 Рожнов А.Б. 2-18, 78, 88  
 Розанов М.А. 1-22  
 Романов А.Е. 1-135, 136  
 Ростовцев Р.Н. 2-15  
 Рубаник В.В. 2-72, 111, 122  
 Рубаник В.В. (мл.) 2-72  
 Рубцов В.Е. 1-60  
 Рузанова Ю.В. 1-13  
 Русанов Е.А. 1-50, 77, 80  
 Рыбин В.В. 2-35  
 Рыхлевская М.С. 2-62  
 Рябчиков А.И. 3-31  
 Савенков Г.Г. 1-22, 24  
 Савич С.В. 1-102, 103  
 Саитова Л.Р. 2-5  
 Саланов А.А. 1-44  
 Самойлов А.Н. 2-51  
 Самсоник А.Л. 1-46  
 Сарафанова В.А. 2-115  
 Саркисян С. О. 2-114  
 Сафронов А.И. 2-82  
 Сахарова Н.А. 1-7, 8  
 Свинцов А.А. 2-54  
 Свєрлова Н.А. 1-51  
 Селиванова Н.Н. 2-3  
 Семенова И.П. 2-5  
 Семин А.П. 2-104  
 Сергеев В.П. 3-46, 47  
 Сергеев О.В. 3-47  
 Сергеева А.В. 2-6  
 Сергунин Д.А. 2-97  
 Сивин Д.О. 3-31  
 Сизова О.В. 3-36  
 Сильченко Л.Г. 1-79  
 Сироткин В.В. 2-54  
 Скворцов А.А. 1-44  
 Скиданенко В.И. 1-65, 66, 74, 77, 92,  
 93; 2-81  
 Скрыбина Н.Е. 1-122  
 Слободской М.И. 1-57  
 Словеский Ю.Н. 1-40, 42  
 Смирнов Б.И. 1-4  
 Смирнов В.Н. 3-61  
 Смирнова Е.С. 1-98; 2-96  
 Смоланов Н.А. 3-60  
 Снегирева Т.В. 2-59  
 Сокол А.Н. 2-68, 71

Соколовская Э.А. 3-68, 69  
 Соляник С.А. 1-15  
 Сорокина А. Е. 2-89  
 Соснин О.В. 1-6; 2-49  
 Сошникова Е.П. 2-6  
 Спьяк Л.В. 1-122  
 Спиридонов М.А. 3-17  
 Старенченко В.А. 1-91  
 Старенченко С.В. 1-91  
 Старостенков Д.М. 1-132  
 Старостенков М.Д. 1-72, 132, 133  
 Степанов Д.И. 1-47  
 Степанов И.Б. 3-31  
 Стогова С.В. 2-62  
 Столин А.М. 3-82  
 Столяров В.В. 2-6, 108  
 Строгов М.В. 3-63  
 Субботин А.В. 2-84  
 Субботина В.В. 1-28  
 Суворов П.В. 2-63, 64  
 Сухова В. Г. 3-67  
 Сучкова Е.Ю. 1-6; 2-50  
 Сущенко Д.М. 2-100  
 Сынков С.Г. 2-53  
 Сысоев А.Н. 2-94, 95, 98  
 Табаков В.П. 3-34, 35, 50  
 Табачникова Е. Д. 2-108, 109  
 Талалова Е.А. 1-72  
 Тарасова Е.Ю. 2-116, 119  
 Темнова Н.Р. 3-11  
 Теплинский Ю.А. 3-45  
 Теплякова Л.А. 1-105  
 Терлецкий А.С. 1-54, 55  
 Тетюева Т.В. 2-58, 62, 63, 64  
 Тимкин В.Н. 2-38  
 Тимофеев С.А. 3-12  
 Титовцев Ю.Ф. 1-131; 2-51  
 Тихонов А.К. 3-6  
 Ткачев С.П. 1-35, 121; 2-26  
 Ткачев Г.И. 1-121  
 Ткаченко В.М. 2-53  
 Токарев А.В. 2-100  
 Тонкопряд А.Г. 1-7, 8  
 Трєбинская В.В. 3-30  
 Триндюк Л.М. 3-2, 3  
 Троицкий О.А. 1-23, 125  
 Тронин К.Г. 2-75  
 Трудов А.Ф. 3-26  
 Тюменцев А.Н. 1-30, 31  
 Тюрин А.И. 1-128, 129; 2-34  
 Тюрюков М.Н. 1-93; 2-83  
 Тютьтяев А.С. 3-18

Тялин Ю.И.	1-36, 114
Тялина В.А.	1-114
Уварова З.Н.	2-58
Узинцев О.Е.	1-130
Ушаков В.А.	2-7
Фавстов Ю.К.	2-105, 111; 3-56
Фадин В.В.	3-40
Фарбер Б.Я.	1-27, 59; 3-27
Федорищева М.В.	3-46, 47
Федоров А.Л.	3-64
Федоров В.А.	1-36, 56, 114; 2-7
Федосеев О.Б.	1-123
Фесенко В.А.	1-5; 2-41, 101
Филимонов Г.Н.	3-52
Филиппов Г.А.	3-18, 19
Фишгойт А.В.	1-22
Фортуна С.В.	3-31
Ханжин В.Г.	2-18, 78, 86, 88,
Хашимото С.	3-79
Хлебников В.В.	1-128
Хлусова Е.И.	1-34
Хмелевская В.С.	1-120
Холодова Н.Б.	1-133
Хоменко С. Н.	2-108
Хоник В.А.	2-27
Хриберник Г.	2-51
Хрусталеv А.К.	1-113
Хусаинов М.А.	3-62
Цалина Н. Б.	3-41, 42
Целлермаер В.В.	1-6; 2-50
Целлермаер В.Я.	2-12
Циммерман А.	2-109
Циркин А.В.	3-50
Чах К.	2-108
Чемеркина М.В.	1-36, 114
Черемский В.П.	3-49
Чернов В.А.	3-48
Чернов В.М.	1-30
Чиванов А.В.	1-36
Чикова О.А.	1-38
Чинокалов В.Я.	2-48
Чо И.С.	1-130
Чувильдеев В.Н.	1-98; 2-94, 95, 96, 98
Чукалина М.В.	2-54
Чуканов А.Н.	1-99
Чумляков Ю. И.	1-19, 33; 2-13, 14, 16
Чуркин В.К.	1-66, 72, 74, 81
Шаповалов Ю.А.	1-58
Шаркеев Ю.П.	3-31
Шашурин Г.В.	1-12, 22

Шестериков С.А.	1-116
Шеховцов О.В.	1-7, 8
Шилов А.Н.	1-29
Ширинкина И.Г.	2-36
Шишковский И.В.	2-116
Шляхова Г.В.	1-13
Штеренберг А.М.	1-14, 17, 20; 2-21
Штремель М.А.	1-134; 3-68
Штыр П.В.	2-24
Шуба Я.В.	1-30
Шульмина А. А.	1-33
Шумакова В.П.	2-6
Шуринов Р.В.	1-7, 8
Щербаков Д.В.	2-23
Щербель Р.Д.	2-35
Юмашева М.А.	1-116
Юнак М.А.	1-128
Юрьев А.Б.	2-48
Юрьев В.А.	1-111
Юрьева М.В.	1-111
Юсупов Д.Е.	1-75
Яблонских Т.И.	2-36
Якунин В.Н.	1-66, 74; 2-81; 3-82
Яресько С.И.	3-24
Ясников И.С.	1-67, 69, 73
Яшников В.П.	1-15, 106

Arellano-Lopez A.R. de	1-4
Goretta K.C.	1-4
Singh	1-4

Содержание

Секция 1. Физика пластической деформации и разрушения	1-3
Смирнов Б.И., Буренков Ю.А., Кардашев Б.К., Singh, Goretta K.C., de Arellano-Lopez A.R. (СПб, Illinois/ USA, Sevilla/ Spain) Влияние различных факторов на модуль юнга и внутреннее трение волоконных монокристаллов Si <sub>3</sub> N <sub>4</sub> /BN.	1-4
Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А. (Москва) Закономерности распределения остаточных деформационных эффектов в металлических материалах.	1-5
Соснин О.В., Козлов Э.В., Иванов Ю.Ф., Целлермаер В.В., Греция И.А., Коновалов С.В., Громов В.Е., Сучкова Е.Ю. (Новокузнецк, Томск) Закономерности эволюции дислокационных субструктур в сталях при усталости.	1-6
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Сахарова Н.А., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В. (Харьков, Украина) Механизмы пластической деформации двумерных поликристаллов алюминия.	1-7
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Сахарова Н.А., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В. (Харьков/Украина) Влияние типа границ зёрен на возникновение и развитие ротационной деформации в двумерных поликристаллах с ГЦК-решеткой.	1-8
Васильев А.Д., Иванов Е.В. (Самара) Роль пластической деформации в диффузионных процессах в тонкопленочных системах гцк-металлов, образующих непрерывный ряд твердых растворов.	1-9
Зайцев С.И. (Черноголовка) Самоорганизующаяся критичность явлений низкотемпературной ползучести.	1-10
Данилов В.И., Баранникова С.А., Зуев Л.Б. (Томск) Автоматическая локализация деформации на начальных стадиях кривых нагружения монокристаллов.	1-11
Волков М.Е., Шашурин Г.В. (Вознесенск) Статистическое моделирование процесса разрушения в зонах конструктивной концентрации напряжений гранульных турбинных дисков.	1-12
Шляхова Г.В., Рузанова Ю.В., Данилов В.И. (Томск) Эволюция картин макролокализации пластической деформации при активном растяжении крупнозернистого кремнистого железа.	1-13
Путилин В.А., Штеренберг А.М., Крестелев А.И. (Самара) Взаимодействие точечных и линейных дефектов в процессе лазерной ударной обработки металлов.	1-14
Яшников В.П. (Черноголовка) Влияние текстуры исходного состояния на характеристики диффузионно-вязкого течения поликристаллов в режиме ползучести Кобла.	1-15
Евтеев А.В., Иевлев В.М., Косилов А.Т., Соляник С.А. (Воронеж) Моделирование поверхностной диффузии в ГЦК-металлах.	1-15
Зиновьева Т.Ю., Штеренберг А.М. (Самара) Разрушение композитов с дисперсными частицами как процесс взаимодействия двух фрактальных систем.	1-17
Митлина Л.А., Левин А.Е., Великанова Ю.В., Кривошеева Е.В. (Самара) Дефекты структуры в монокристаллических пленках феррошпинелей.	1-18
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Лузгинова Н.В. (Томск) Механизмы деформационного упрочнения монокристаллов аустенитных нержавеющей сталей с разной энергией дефекта упаковки, легированных азотом.	1-19
Путилин В.А., Штеренберг А.М. (Самара) Дефектообразование в металлах под действием коротких импульсов ОКГ.	1-20

Козлов Э.В., Жулейкин С.Г., Полова Н.А., Коваленко В.В., Громов В.Е. (Томск, Новокузнецк) Анализ процессов разрушения пластинчатого перлита.	1-21
Фишгойт А.В., Демидов А.Г., Розанов М.А., Шашурин Г.В. (Москва) Механизмы и кинетика разрушения гранульного сплава, содержащего неметаллические включения.	1-22
Барахтин Б.К., Захарова Е.В., Савенков Г.Г. (СПб) Интерференция упруго-пластических волн разгрузки в условиях высокоскоростного разрушения.	1-22
Троицкий О.А. (Москва) Эмиссия электронов с поверхности кристаллов в процессе скачкообразной деформации, вызванной импульсами тока.	1-23
Алексеева Т.Н., Барахтин Б.К., Диваков А.К., Жигачева Н.И., Мещеряков Ю.И., Савенков Г.Г., Мышляев М.М. (СПб, Москва) Наблюдение локализации механического поля в структуре микрокристаллического алюминиевого сплава после прохождения упруго-пластического импульса.	1-24
Босин М.Е., Никифорова В.Н., Лаврентьев Ф.Ф. (Харьков/Украина) Прочность и пластичность сплава АБМ-1 в интервале температур 300-4,2К.	1-25
Попов П.В., Жюга Л.В. (Волгоград) Кинетические характеристики разрушения композиции $(Ti, Cr)B_2 - FeMn - FeV$ .	1-26
Фарбер В.М. (Екатеринбург) Вклад большеугловых границ в пластическое течение металлов при холодной деформации.	1-27
Белозеров В.В., Махотилова А.И., Субботина В.В. (Харьков/Украина) Разрушение высокопрочных сталей с конструктивным концентратором напряжений при циклическом нагружении.	1-28
Волынцев А.Б., Шилов А.Н. (Пермь) Математическое моделирование эволюции дислокационной структуры и релаксации напряжений при фазовом ?-? переходе в системе Pd-H.	1-29
Тюменцев А.Н., Коротаев А.Д., Пинжин Ю.П., Дитенберг И.А., Шуба Я.В., Дробышев В.А., Поталенко М.М., Чернов В.М. (Томск, Москва) Механизмы пластической деформации и переориентации кристаллической решетки при глубоких пластических деформациях сплавов Mo-47%Re и V-4Ti-4Cr.	1-30
Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Коротаев А.Д. (Томск) Закономерности локализации деформации в металлических сплавах и интерметаллидах механизмами динамических фазовых переходов в полях высоких локальных напряжений.	1-31
Полетика Т.М., Нариманова Г.Н., Колосов С.В., Зуев Л.Б. (Томск) Локализация пластического течения в ГПУ сплавах на основе циркония.	1-32
Захарова Е.Г., Киреева И. В., Чумляков Ю. И., Шульмина А. А. (Томск) Локализация пластического течения при отжиге монокристаллов стали Гадфильда.	1-33
Барахтин Б.К., Голосиенко С.А., Хлусова Е.И. (СПб) Морфология мезофаз отпуска в стальных листах разной толщины после закалки с различной скоростью охлаждения.	1-34
Ткачев С.П. (Самара) Прецизионное определение размеров элементарных ячеек тетрагональных структур.	1-35
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Чиванов А.В., Карыев Л.Г., Чемеркина М.В., Тялин Ю.И. (Тамбов) Оценка качества заживления трещин в ЦГК.	1-36
Малыгин Г.А. (СПб) Гетерогенное зарождение мартенсита на дислокациях и преципитатах в сплавах с эффектом памяти формы.	1-37

Зубков А.И. (Харьков, Украина) Механизм формирования, структура и прочность композитов Cu-Mo, W, Ta.	1-38
Кофанов С.А., Чикова О.А., Попель П.С. (Екатеринбург) Анализ данных вискозиметрического эксперимента в рамках теории абсолютных скоростей реакции.	1-38
Выбойщик М.А., Слоневский Ю.Н., Неклюдов И.М., Пархоменко А.А. (Тольятти, Харьков/Украина) Влияние электронного облучения на зернограничную релаксацию в никеле.	1-40
Батаев А.А., Батаев В.А. (Новосибирск) Роль ротационных явлений в процессах пластической деформации и разрушения сталей.	1-41
Выбойщик М.А., Слоневский Ю.Н. (Тольятти) Влияние He, имплантированного в Ni, на зернограничную релаксацию.	1-42
Григорьева Н.А., Ковалевская Т.А. (Томск) Экспериментальное исследование механизма пластической деформации сплава Al-Zn-Mg.	1-43
Скворцов А.А., Саланов А.А. (Ульяновск) Образование дефектов в кремнии при действии локальных тепловых источников на его поверхности.	1-44
Аржавитин В.М., Коршак В.Ф. (Харьков/Украина) Изменение упругих и неупругих свойств сверхпластичной эвтектики в условиях деформационного старения.	1-45
Коршак В.Ф., Самсоник А.Л. (Харьков/Украина) Рентгенографическое исследование влияния пластической и сверхпластической деформации на структуру эвтектики олово-свинца.	1-46
Покоев А.В., Степанов Д.И. (Самара) Диффузия алюминия в железе в переменном магнитном поле.	1-47
Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н. (Томск) Влияние масштабных характеристик упрочняющей фазы на закономерности пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов.	1-48
Андронов И.Н., Крючков С.В., Овчинников С.К. (Ухта) Одноуровневый подход в описании свойств мартенситной неупругости материалов.	1-49
Ложкарев П.В., Русанов Е.А., Попова Л.И. (Тольятти) Высокоскоростное образование дислокаций в поверхностном слое металла – условие снижения его прочности под воздействием поверхностно-активного расплава.	1-50
Андронов И.Н., Богданов Н.П., Северова Н.А. (Ухта) Комментарии к гипотезе «Единой кривой» в теории пластичности.	1-51
Беляев С.П., Волков А.Е., Демина М.Ю. (СПб, Сыктывкар) Влияние структуры модельного сплава на эффект пластичности превращения.	1-52
Терлецкий А.С., Зеленская Г.И. (Харьков/Украина) Влияние морфологии двухфазных структур на пластичность металлических сплавов	1-54
Ильинский А.И., Терлецкий А.С., Зозуля Э.В. (Харьков/Украина) Особенности деформационного упрочнения вакуумных конденсатов $Cu+Al_2O_3$ .	1-55
Федоров В.А., Карыев Л.Г., Глушков А.Н., Кириллов Р.А. (Тамбов) К вопросу о разрушении ионных кристаллов при микроиндентировании.	1-56
Слободской М.И., Попов Л.Е., Голосова Т.Н. (Томск) Времена ожидания термических активаций при выгибании дислокационного сегмента-источника в поле дискретных препятствий.	1-57
Коршак В.Ф., Шаповалов Ю.А. (Харьков) Исследование деформационных процессов на разных структурных уровнях в условиях сверхпластичности.	1-58

Головин Ю.И., Коренков В.В., Фарбер Б.Я. (Тамбов, Cleveland/USA) Влияние фазовых переходов на трансформационное упрочнение в приповерхностных слоях керамики на основе $ZrO_2$ .	1-59
Рубцов В.Е., Колубаев А.В. (Томск) Моделирование сдвиговой деформации в слоистых материалах при трении.	1-60
Емалетдинов А.К. (Уфа) К теории динамики работы источников дислокаций.	1-61
Бахшиян Р.М., Дементьев С.И. (Тольятти) К температурному расчёту термочувствительной ортотропной цилиндрической оболочки в уточнённой постановке.	1-62
Васильев Л.С. (Ижевск) Механизм зарождения пор и микротрещин вблизи дислокационных скоплений.	1-63
Емалетдинов А.К. (Уфа) Моделирование процессов самоорганизации дислокационной субструктуры при термо-механической обработке конструкционных материалов.	1-64
Скиданенко В.И., Мелешко И.В. (Тольятти) Эволюция структуры дефектов в условиях внешних воздействий.	1-65
Скиданенко В.И., Чуркин В.К., Якунин В.Н. (Тольятти) Особенности термодинамики и кинетики кристаллизации.	1-66
Ясников И.С., Викарчук А.А. (Тольятти) Термодинамические аспекты преобразования островков роста в пентагональные кристаллы.	1-67
Ясников И.С., Костин В.И., Воленко А.П. (Тольятти) Релаксация внутренних полей упругих напряжений в икосаэдрических малых частицах.	1-69
Бондаренко С.А., Воленко А.П., Викарчук А.А., Диженин В.В. (Тольятти) Дефекты дисклинационного типа, формирующиеся при электрокристаллизации меди.	1-71
Лоозе В.С., Чуркин В.К., Талалова Е.А. (Тольятти) Редактор виртуальных моделей кристалла.	1-72
Викарчук А.А., Воленко А.П., Ясников И.С. (Тольятти) Особенности строения и механизмы формирования пентагональных кристаллов при электрокристаллизации меди.	1-73
Якунин В.Н., Скиданенко В.И., Чуркин В.К. (Тольятти) Статическая оценка устойчивости динамических систем.	1-74
Бетехтин В.И., Амосова О.В., Кадомцев А.Г., Юсупов Д.Е. (СПб) Исследование процесса накопления и залечивания микропор при высокотемпературной ползучести металлов.	1-75
Разуваев А.А. (Тольятти) Спектр сигналов акустической эмиссии в условиях прерывистой текучести Al-Mg сплава в широком диапазоне скоростей деформирования.	1-76
Скиданенко В.И., Дроздов Н.А. (Тольятти) Результаты исследования кристаллических флуктуаций методом ренормализационной группы (РГ).	1-77
Русанов Е.А., Лошкарев П.В. (Тольятти) Об особенностях взаимодействия тел, находящихся в твердом и ионизированном состояниях, на границе их раздела в электрическом поле.	1-78
Мовчан А.А., Сильченко Л.Г., Казарина С.А. (Москва) Явление потери устойчивости, вызванной термоупругими фазовыми превращениями.	1-79
Выбойщик М.А., Попова Л.И., Лошкарев П.В., Русанов Е.А. (Тольятти) Особенности проявления акустической эмиссии в условиях действия различных механизмов пластической деформации в медных сплавах.	1-80

Кристал М.М. (Тольятти) О роли теплового поля в пространственной организации полос деформации и особенностей их образования при прерывистой текучести.	1-81
Кристал М.М. (Тольятти) Общая феноменологическая теория неустойчивости и неоднородности пластической деформации.	1-83
Кристал М.М. (Тольятти) Термодинамические основы формирования и развития структуры в процессе пластической деформации.	1-85
Перфилов В.А. (Волгоград) Прогнозирование разрушения бетона.	1-88
Емалетдинов А.К. (Уфа) Новые синергетические модели в физике пластичности и сверхпластичности различных материалов.	1-89
Емалетдинов А.К. (Уфа) Синергетика и микромеханизмы разрушения материалов.	1-90
Старенченко С.В., Старенченко В.А., Замятина И.П., Пантюхова О.Д. (Томск) Закономерности и математическое моделирование деформационного разрушения дальнего атомного порядка в упорядоченных сплавах и интерметаллидах.	1-91
Скиданенко В.И., Викарчук А.А., Воленко А.П., Довженко О.А. (Тольятти) Теоретическая модель образования закритических кластеров с некристаллической структурой при электрокристаллизации металлов.	1-92
Воленко А.П., Скиданенко В.И., Тюрков М.Н., Бондаренко С.А. (Тольятти) Теоретические аспекты формирования пентагональных кристаллов из островков роста.	1-93
Гончаров В.С., Данилов В.А. (Тольятти) Расчет диффузионного взаимодействия в покрытиях реальных систем.	1-94
Лесных Ю.И. (Тольятти) Исследование спиновых стекол.	1-95
Лесных Ю.И. (Тольятти) Механизмы диффузии в твердом теле.	1-96
Лесных Ю.И. (Тольятти) Моделирование кристаллизационных процессов в поле температурного градиента.	1-97
Смирнова Е.С., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Макаров И.М., Лопатин Ю.Г. (Н. Новгород) Процессы распада твердого раствора в микрокристаллических алюминиевых сплавах.	1-98
Левин Д.М., Чуканов А.Н. (Тула) Оценка локальной предельности металлов на основе неупругих эффектов.	1-99
Крыловский В.С., Лебедев В.П., Лебедев С.В., Савич С.В. (Харьков/Украина) Скачкообразная деформация сплавов системы свинец – индий.	1-102
Крыловский В.С., Лебедев С.В., Савич С.В. (Харьков/Украина) Разупрочнение металла в сверхпроводящем состоянии в условиях скачкообразной деформации.	1-103
Малинин В.Г., Малинин В.В. (В.Новгород) Метод прогноза прочностных свойств материалов, основанный на структурно-аналитической мезомеханике и магнитомеханическом эффекте.	1-104
Лычагин Д.В., Теплякова Л.А. (Томск) Фрагментация, как способ организации сдвига ГЦК монокристаллов при сжатии.	1-105
Ясников В.П. (Черноголовка) Комбинаторный анализ зеренных кластеров и системные свойства поликристаллов.	1-106
Малинина Н.А. (В.Новгород) Мезомеханика многоуровневых сред с микронапряжениями.	1-107

Малинин В.Г. (В.Новгород) Структурно-аналитическая мезомеханика моментных сред.	1-108
Глезер А.М., Медведев М.В., Воронов И.Н., Громов В.Е. (Москва, Новокузнецк) Изменение свойств сплавов Fe-(11-12%)Si при легировании.	1-109
Винокуров В.А., Карлукhin А.А. (Москва) Управление структурой и свойствами двухкомпонентных материалов на базе математической модели.	1-110
Юрьев В.А., Батаронов И.Л., Юрьева М.В. (Воронеж) Роль вакансионных скоплений в кинетике взаимной диффузии твердых растворов на основе меди.	1-111
Хрусталев А.К., Мерсон Д.Л., Кристалл М.М. (Тольятти) Влияние состояния поверхности, структурного и масштабного факторов на прерывистую текучесть и акустическую эмиссию (на примере сплава АМг5).	1-113
Федоров В.А., Тялин Ю.И., Тялина В.А., Чемеркина М.В., Плужникова Т.Н. (Тамбов) Зарождение и залечивание микротрещин при двойниковании кристаллов.	1-114
Козорезов К.И., Миркин Л.И. (Москва) Сверхглубокое проникание ускоренных твердых частиц в материалы.	1-115
Миркин Л.И., Шестериков С.А., Юмашева М.А. (Москва) Механические модели и экспериментальные исследования разрушения при лазерной обработке.	1-116
Головин Ю.И., Коренков В.В., Коренкова Н.В., Акчуриh М.Ш. (Тамбов, Москва) Исследование фазовых переходов в субмикроробъектах приповерхностных слоев твердых тел в условиях действия высоких локальных напряжений.	1-117
Конева Н.А. (Томск) Эволюция дислокационной структуры, внутренние напряжения и стадии пластической деформации.	1-118
Поляков В.В., Алексеев А.Н., Жданов А.В. (Барнаул) Зависимость внутреннего трения пористых металлов от термомеханической обработки.	1-119
Хмелевская В.С., Накин А.В., Малышкин В.Г. (Обнинск) Икосаздрические структуры в облученных металлических материалах.	1-120
Ткачѳв С.П., Ткачѳва Г.И., Косарева Е.А. (Самара) Упорядочение легирующих элементов в конструкционных сталях.	1-121
Сливак Л.В., Скрыбина Н.Е. (Пермь) Механическая неустойчивость в концентрационно-неоднородных средах металл-водород.	1-122
Федосеев О.Б. (Тольятти) Плоское скопление дислокационных диполей.	1-123
Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. (СПб) Пористость и прочностные свойства твердых тел.	1-124
Пульнев С.А., Бетехтин К.В., Бетехтин В.И., Кадомцев А.Г. (СПб) Получение и исследование дисперсноупрочненных сплавов на основе меди.	1-125
Троицкий О.А. (Москва) Электрические и электронные явления в металлах.	1-125
Козлов Э.В. (Томск) Структура и прочность стали.	1-127
Головин Ю.И., Тюрин А.И., Хлебников В.В., Юнак М.А. (Тамбов) Влияние скорости относительной деформации на коэффициент скоростной чувствительности твердости при динамическом нано- и микроиндентировании.	1-128
Головин Ю.И., Тюрин А.И., Бойцов Э.А. (Тамбов) Зависимость кинетики формирования отпечатка от скорости приложения нагрузки при динамическом наноиндентировании.	1-129

Алехин В.П., Алехин О.В., Калмакова Н.В., Узинцев О.Е., Пьен Й.С., Азума Ш.Н., Ким Ч.С., Чо И.С. (Москва, Асан/Ю.Корея) Разработка способов повышения физико-механических свойств материалов после поверхностной упрочняющей обработки.	1-130
Золоторевский Н.Ю., Васильева Д.М., Титовец Ю.Ф. (СПб) Эволюция микронапряжений в перлитной стали при волочении.	1-131
Старостенков М.Д., Патудин В.М., Старостенков Д.М., Козлов Э.В. (Барнаул, Томск) Самоорганизация дефектных структур в кристаллах при деформациях	1-132
Старостенков М.Д., Холодова Н.Б., Кондратенко М.Б. (Барнаул) Исследование процессов разупорядочения двумерного кристалла Ni <sub>3</sub> Al в зависимости от деформации, концентрации вакансий и температуры.	1-133
Штремель М.А., Кузько Е.И. (Москва) Развитие в системах взаимодействующих трещин.	1-134
Колесникова А.Л., Клемм В., Мотыленко М., Климанек П., Романов А.Е. (СПб, Фрайберг/Германия) Применение изгибных контуров для анализа дисклинаций	1-135
Романов А.Е., Климанек П., Зеefeldь М. (СПб, Фрайберг/Германия, Хеврели/Бельгия) Дисклинации в структуре деформированных металлов	1-136
<b>Секция 2. Перспективные материалы и методы исследования</b>	
Поляков В.В., Егоров А.В., Лепендин А.А., Гумиров Е.А. (Барнаул) Исследование механизмов акустической эмиссии при деформации и разрушении пористых металлических материалов.	2-2
Литвинов Ю.М., Павлов В.Ф., Селиванова Н.Н. (Москва, Зеленоград) Рентгеновские исследования структуры внешнего гидроабразивного геттера в пластинах кремния.	2-3
Головин Ю.И., Коренков В.В., Коренкова Н.В., Вольф Б. (Тамбов, Дрезден/Германия) Формирование нанокристаллической структуры при динамическом контактном нагружении квазикристалла Y-Mg-Zn.	2-4
Сайтова Л.Р., Семенова И.П., Александров И.В. (Уфа) Исследование однородности структуры заготовок из сплава ВТ6, подвергнутого равноканальному угловому прессованию.	2-5
Беляев С.П., Разов А.И. (СПб) Изучение SMART-эффекта при обратимом деформировании сплава TiNi.	2-6
Гундеров Д.В., Столяров В.В., Исламгалиев Р.К., Сошникова Е.П., Шумакова В.П., Сергеева А.В. (Уфа, Davis/USA) Высокопрочное состояние в Al-сплаве 7075, подвергнутом интенсивной пластической деформации кручением.	2-6
Ушаков В.А., Федоров В.А., Пермякова И.Е. (Тамбов) Определение пластичности и микротвердости отожженного металлического стекла при индентировании.	2-7
Емалетдинов А.К. Нуруллаев Р.Л. (Уфа) Дефекты и механические свойства аморфных материалов.	2-8
Бритвин А.А., Литвинов Ю.М., Литвинов М.Ю. (Москва, Зеленоград) Механические свойства и абразивный износ монокристаллов сапфира.	2-9
Плотников В.А., Макаров С.В. (Барнаул) Акустическая эмиссия при отжиге деформированных металлов.	2-10
Бурков П.В. (Томск) Воздействие способа горячего прессования на структуру композиционного материала.	2-11

Петрунин В.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е. (Новокузнецк) Наноструктурный уровень электропластической деформации и сверхпластичность.	2-12
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Захарова Е.Г. (Томск) Эффект памяти формы и сверхпластичность в эквивалентных монокристаллах никелида титана после термомеханической обработки.	2-13
Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Панченко Е.Ю., Захарова Е.Г., Кириллов В.А. (Томск) Термоупругие ??? мартенситные превращения в монокристаллах FeNiCoTi.	2-14
Ростовцев Р.Н. (Тула) Метод мгновенного фиксирования ЭДС в термодинамике неравновесных металлических сплавов.	2-15
Панченко Е.Ю., Аксенов В.Б., Овсянников А.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И. (Томск) Влияние количества вариантов дисперсных частиц Ti <sub>3</sub> Ni <sub>4</sub> на эффект памяти формы и сверхпластичность в гетерофазных монокристаллах никелида титана.	2-16
Волков А.Е., Евард М.Е., Егоров С.А., Реснина Н.Н. (СПб) Особенности соответствия между температурами мартенситных превращений и эффектов памяти в TiNi.	2-17
Никулин С.А., Ханжин В.Г., Рожнов А.Б., Бабукин А.В. (Москва) Метод количественной оценки влияния водорода на трещиностойкость сплавов циркония при испытании компактных образцов с измерением акустической эмиссии.	2-18
Лободюк В.А., Медюх М.М. (Тернополь/Украина) Фазовые превращения и свойства в малолегированных сплавах TiNi.	2-19
Пойда В.П., Брюховецкий В.В., Пойда А.В., Кузнецова Р.И., Воронов Д.Л. (Харьков/Украина) Формирование и развитие волоконистых образований в условиях высокотемпературной сверхпластической деформации алюминиевых сплавов.	2-20
Штеренберг А.М. (Самара) Формирование композитных микро- и наноструктур методами низкотемпературной плазмы.	2-21
Елсуков Е.П., Дорофеев Г.А. (Ижевск) Структура, фазовый состав и температурная стабильность нанокомпозитов в системе Fe-C, полученных механическим сплавлением.	2-22
Щербатов Д.В., Артеменко А.Н., Буряк В.В., Пронин Г.М., Мордюк В.С., Мордюк Б.Н. (Саранск) Проблемы пластичности и высокотемпературной прочности непровисаемого вольфрама для источников света.	2-23
Батаев В.А., Батаев А.А., Голковский М.Г., Штыр П.В., Попелюх А.И. (Новосибирск) Структурные изменения при вневакуумной электронно-лучевой закалке высокоуглеродистых сталей.	2-24
Головин Ю.И. (Тамбов) Новые возможности и перспективы развития силового нанотестинга поверхности твердых тел.	2-25
Митлина Л.А., Ткачев С.П., Виноградова М.Р. (Самара) Тетрагональные искажения решетки и остаточные напряжения в пленках феррошпинели.	2-26
Берлев А.Е., Бобров О.П., Лаптев С.Н., Хоник В.А. (Воронеж) Получение и релаксация напряжений массивного металлического стекла Zr <sub>52.5</sub> Ti <sub>15</sub> Cu <sub>17.9</sub> Ni <sub>14.6</sub> Al	2-27
Кашин О.А., Дударев Е.Ф., Колобов Ю.Р., Афанасьев Н.И., Валиев Р.З. (Томск, Уфа) Деформационное поведение и разрушение субмикроструктурного титана при циклическом нагружении.	2-28
Барахтин Б.К., Зворыгин Р.Г. (СПб) Геометрические модели бейнито-мартенситных фаз по данным мультифрактального анализа изображений структур сталей	2-29

Портной В.К., Блинов А.М. (Москва) Механохимический синтез интерметаллидов NiAl и Ni <sub>3</sub> Al с добавкой легирующего компонента.	2-30
Плотников В.А., Коханенко Д.В. (Барнаул) Закономерности акустической эмиссии при мартенситной деформации сплавов на основе никелида титана.	2-31
Громов В.Е., Конавалов С.В. (Новокузнецк) Изучение электропластического эффекта в нанокристаллических сплавах Fe-Cr-Ni.	2-32
Пронин Г.М. (Саранск) Виртуальный стенд для исследования вибрационных явлений и резонанса при растяжении стержней до разрушения.	2-33
Головин Ю.И., Тюрин А.И., Бойцов Э.А. (Тамбов) О соотношении масштабного и скоростного факторов при динамическом микро- и нанопрофилировании керамики ZrO <sub>2</sub> методом ступенчато-нарастающей нагрузки.	2-34
Барахтин Б.К., Кучкин В.В., Осокин Е.Н., Рыбин В.В., Щербель Р.Д. (СПб) Особенности структурных изменений в литом высокопрочном сплаве алюминия после многократного РКУ прессования.	2-35
Бродова И.Г., Башлыков Д.В., Ширинкина И.Г., Яблонских Т.И. (Екатеринбург) Перспективные ультрамикроструктурные Al сплавы с переходными металлами.	2-36
Гришков В.Н., Кудинова Е.Д., Лотков А.И., Дударев Е.Ф., Иванов К.Ф., Колобов Ю.Р., Валиев Р.З. (Томск, Уфа) Влияние интенсивной пластической деформации и последующих термообработок на температуры и последовательность мартенситных превращений в никелиде титана.	2-37
Тимкин В.Н., Гришков В.Н., Лотков А.И. (Томск) Закономерности процесса деформации азотированного никелида титана со сдвигоустойчивой B2 фазой в диффузионной зоне вблизи внешнего нитридного слоя.	2-38
Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Пушкин И.А. (Тамбов) Альтернативный характер влияния сверхмалых доз (D < 1 сГр) ионизирующего облучения и импульсных магнитных полей на микротвердость монокристаллов фуллерита C <sub>60</sub> .	2-39
Брюховецкий В.В., Пойда А.В., Воронов Д.Л., Клеликов В.Ф. (Харьков) Развитие пористости, нитевидных образований и разрушение алюминиевого сплава 1460 в условиях высокотемпературной сверхпластической деформации.	2-40
Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А., Грехов М.М. (Москва) Равноканальное угловое прессование циркония: особенности развития структуры и текстуры.	2-41
Муратиков К.Л., Глазов А.Л. (СПб) О возможности детектирования внутренних напряжений с помощью термоупругого фотоакустического метода.	2-42
Волков А.Е., Евард М.Е. (СПб) Модель механического поведения сплавов с памятью формы, учитывающая формирование самоакомодированных групп мартенсита.	2-43
Бречко Т. (Ольштын/Польша) Некоторые аспекты кристаллизации аморфных сплавов	2-44
Красников А.С., Миркин Л.И. (Рязань, Москва) Фазовый состав, микроструктура, механические и диэлектрические свойства стеклокристаллических материалов и керамики, подвергшихся различным режимам облучения.	2-45
Махнева Т.М., Гончарова Н.В. (Ижевск) Высокотемпературная стабилизация аустенита в ферритных сплавах как способ формирования в структуре азотистого аустенита.	2-46
Ланин А.Г. (Подольск) Прочность и термомеханическое упрочнение тугоплавких керамических материалов.	2-47

Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Коваленко В.В., Козлов Э.В., Громов В.Е., Чинкалов В.Я (Новокузнецк, Томск) Управление градиентными структурно-фазовыми состояниями в арматуре прерванной закалкой.	2-48
Соснин О.В. (Новокузнецк) Физическая природа повышения усталостной прочности сталей при токовых импульсных воздействиях.	2-49
Иванов Ю.Ф., Козлов Э.В., Целлермаер В.В., Греция И.А., Сучкова Е.Ю., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Томск) Изменение мартенсита при усталости с токовым импульсным воздействием.	2-50
Титовец Ю.Ф., Золоторевский Н.Ю., Самойлов А.Н., Хриберник Г. (СПб, Линц/Австрия) Физическая модель и компьютерная программа CATRAN для предсказания структуры и механических свойств сталей после горячей прокатки по произвольным режимам.	2-51
Дмитриев А.А., Евтеев А.В., Косилов А.Т. (Воронеж) Ориентированная кристаллизация аморфной пленки Cu/Pd(001) по данным компьютерного эксперимента.	2-52
Варюхин В.Н., Пашинская Е.Г., Сынков С.Г., Ткаченко В.М. (Донецк) Изменение субмикроструктуры меди после винтовой гидрокоструйки и холодной прокатки.	2-53
Зайцев С.И., Свинцов А.А., Сироткин В.В., Чукалина М.В. (Черноголовка) Деформация и вязкое течение полимеров при нано-импринтинге.	2-54
Грачев В.В., Козлов Э.В., Громов В.Е., Коваленко В.В., Петров В.И. (Новокузнецк, Томск) Создание градиентных структур в рельсовой стали – путь повышения ее эксплуатационных свойств.	2-54
Поспишил Б., Гецов Л.Б. (Брно, СРБ) К вопросу о базе данных по сопротивлению ползучести.	2-55
Мовчан А.А., Ньюнт Со, Казарина С.А. (Москва) Связное уравнение теплопроводности для сплавов с памятью формы	2-57
Александров И.В. (Уфа) Экспериментальные исследования и моделирование ИПД объемных наноструктурных материалов.	2-58
Кондрашова В.П., Платонов С.Ю., Тетюева Т.В., Выбойщик М.А., Уварова З.Н. (Тольятти) Исследование влияния химического состава и термической обработки на хладостойкость и коррозионную стойкость сварных прямошовных труб.	2-58
Иоффе А.В., Снегирева Т.В., Наздрачев В.А. (Самара) Исследование влияние химического состава и способа производства бесшовных нефтегазопроводных труб на их хладостойкость и коррозионную стойкость в H <sub>2</sub> S – содержащих средах.	2-59
Платонов С.Ю., Выбойщик Л.М. (Самара, Тольятти) Выбор режимов термической обработки нефтепромысловых труб.	2-60
Иоффе А.В., Рыжлевская М.С., Стогова С.В., Тетюева Т.В. (Самара) Классификация основных видов коррозионных поражений нефтегазопроводных труб в промысловых средах и методы лабораторной оценки сравнительной коррозионной стойкости металла труб.	2-62
Выбойщик М.А., Суворов П.В., Тетюева Т.В. (Тольятти, Самара) Разработка требований к металлу обсадных труб повышенной эксплуатационной надежности в H <sub>2</sub> S – содержащих средах.	2-63
Володин А.В., Гейхман Т.Д., Суворов П.В., Тетюева Т.В. (Самара) Разработка технологии производства буровых замков повышенной хладостойкости и коррозионной стойкости в H <sub>2</sub> S – содержащих средах.	2-64

Кристал М.М., Полуниин В.И., Павлихин С.Е. (Тольятти) Влияние структуры алюминиево-кремниевых сплавов на рост оксидного слоя при микродуговом оксидировании.	2-66
Решетникова Е.В., Павленко В.Д., Рааб Г.И., Красильников Н.А. (Ульяновск) Структура и механические свойства меди после РКУ прессования.	2-67
Кулясова Е.Г., Павленко В.Д., Красильников Н.А. (Ульяновск) Влияние микроструктуры на прочностные и пластические свойства никеля, подвергнутого интенсивной пластической деформации.	2-67
Сокол А.Н., Николаев Е.А., Выбойщик М.А., Волков А.И., (Тольятти) Возможность повышения коррозионной стойкости и усталостной прочности труб за счет создания сжимающих напряжений в поверхностных слоях.	2-68
Васильев А.В. (Тольятти) Универсальный вибростенд для модельного исследования вибрации трубопроводов силовых установок и возможностей ее снижения.	2-69
Васильев А.В. (Тольятти) Анализ вибронгруженности трубопроводов нагнетательных установок и особенностей их разрушения.	2-70
Выбойщик М.А., Волков А.И., Сокол А.Н., Николаев Е.А. (Тольятти) Создание сжимающих напряжений в поверхностных слоях труб.	2-71
Кильмаметов А.Р., Александров И.В., Валиев Р.З. (Уфа) Рентгеновские исследования наноструктурного титана, полученного интенсивной пластической деформацией.	2-72
Рубаник В.В., Клубович В.В., Рубаник В.В. (мл.) (Витебск/Беларусь) Влияние ультразвуковых колебаний на термоупругие мартенситные превращения в никелиде титана.	2-72
Пульнев С.А., Бетехтин К.В., Кузьмин С.Л., Амосова О.В. (СПб) Свойства дисперсно – упрочненного сплава на основе меди с эффектом памяти формы.	2-73
Вьюненко Ю.Н., Затульский Г.З., Вьюненко Д.Ю., Носковец А.А. (СПб, Киев/Украина) Особенности поведения силовых ЭПФ-элементов при противодействии непостоянных усилий.	2-74
Тронин К.Г., Ладыанов В.И. (Ижевск) Особенности формирования структуры сплава Fe <sub>78</sub> V <sub>21</sub> при быстром охлаждении от различных температур.	2-75
Малинин В.Г., Малинина Н.А., Полетов Г.И. (В.Новгород) Автоматизированный комплекс для исследования механических свойств материалов при сложных траекториях нагружения.	2-76
Ильинский А.И., Лябук С.И., Зубков А.И. (Харьков/Украина) Релаксационная стойкость кристаллизующихся в вакууме субмикроструктурных композитов, упрочненных нанодисперсными частицами.	2-77
Никулин С.А., Ханжин В.Г., Рожнов А.Б., Перепелкина О.Г. (Москва) Оборудование и методика измерения акустической эмиссии для количественной оценки сопротивления коррозии под напряжением оболочечных труб тепловыделяющих элементов атомного реактора.	2-78
Алехин В.П. (Москва) Физические закономерности поверхностной упрочняющей обработки материалов с использованием ультразвука.	2-79
Андронов И.Н., Дроздовский Г.П., Коновалов М.Н. (Ухта) Расчет контактных усилий и напряжений в системе, состоящей из трубки с ЭПФ и упругого контролера.	2-80
Чуркин В.К., Скиданенко В.И., Якунин В.Н. (Тольятти) Повышение эффективности инфракрасного нагрева.	2-81

Сафронов А.И. (Тольятти) Повышение скоростей метания элементов для изучения поведения материалов при импульсных воздействиях.	2-82
Воленко А.П., Тюрков М.Н., Викарчук А.А., Довженко О.А. (Тольятти) Влияние условий электролиза на формы роста кристаллов меди на индифферентных подложках.	2-83
Ильинский А.И., Зубков А.И., Субботин А.В. (Харьков) Кристаллизация из паровой фазы в вакууме и последующее старение как способ получения высокопрочных дисперсноупрочненных композитов.	2-84
Грабовецкая Г.П., Гирсова Н.В., Колобов Ю.Р., Валиев Р.З. (Томск) Влияние холодной пластической деформации на структуру и деформационное поведение субмикроструктурного титана.	2-85
Ханжин В.Г. (Москва) Количественный анализ процессов разрушения методом акустической эмиссии.	2-86
Андронов И.Н., Овчинников С.К., Крючков С.В. (Ухта) Влияние термомеханической тренировки на поведение никелида титана в условиях проявления циклической памяти.	2-87
Алехин В.П., Бульчев С.И., Пьен Й.С. (Москва, Асан/Ю.Корея) Перспективы использования кинетического нано- и микроиндентирования в качестве неразрушающего экспресс-контроля физико-механических и структурных свойств материалов.	2-88
Никулин С.А., Ханжин В.Г., Рожнов А.Б., Викторов В.Н., Громов А.С., Сорокина А.Е. (Москва) Оборудование и методика цифрового анализа изображений оптического микроскопа в технологии 3D - графики.	2-89
Осинская Ю.В., Покоев А.В. (Самара) Рентгенографическое исследование тонкой структуры бериллиевой бронзы БрБ-2, состаренной в постоянном магнитном поле.	2-90
Печина Е.А., Демаков С.Л. (Ижевск, Екатеринбург) Эволюция структуры промышленных материалов на основе Cu (Al) в условиях вибромеханического деформирования.	2-91
Алехин В.П., Алехин О.В., Пьен Й.С., Пак Ж.Х., Азума Ш.Н., (Москва, Асан/Ю.Корея) Получение нанокристаллических материалов с использованием высокоинтенсивных деформаций и высоких гидростатических давлений со сдвигом.	2-92
Колобов Ю.Р. (Томск) Диффузия и свойства наноструктурных материалов.	2-93
Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н., Грязнов М.Ю., Лопатин Ю.Г., Макаров И.М., Копылов В.И. (Н. Новгород) Высокоскоростная сверхпластичность микроструктурных магниевых сплавов, полученных по технологии равноканального углового прессования.	2-94
Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н., Пирожникова О.Э., Нохрин А.В., Макаров И.М., Лопатин Ю.Г., Копылов В.И. (Н. Новгород) Закономерности деформации микроструктурных сплавов системы Al-Zn-Mg-Sc-Zr в условиях высокоскоростной сверхпластичности.	2-95
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Смирнова Е.С., Макаров И.М., Лопатин Ю.Г., Копылов В.И. (Н. Новгород) Термическая стабильность структуры и свойств нано- и микроструктурных металлов и сплавов, полученных по технологии равноканального углового прессования.	2-96
Головин Ю.И., Иволгин В.И., Лебедин М.А., Сергунин Д.А. (Тамбов) Скоростная и масштабная зависимость параметров неустойчивого течения при динамическом нано- и микроиндентировании Al-2,7%Mg сплава	2-97
Грязнов М.Ю., Чувильдеев В.Н., Сысоев А.Н. (Н. Новгород) Исследование микроструктурных сверхпластичных сплавов акустическими методами	2-98

Гладковский С.В. (Екатеринбург) Структурные механизмы повышения конструктивной прочности мартенситностареющих сталей на Fe-Ni-Co, Fe-Ni-Mo и Fe-Cr-Ni основе.	2-98
Мышляев М.М., Камалов М.М., Медведев А.С., Исаев В.В. (Черноголовка, Москва) Особенности сверхпластичного течения наноструктурных сплавов.	2-99
Мартусевич Е.В., Будовских Е.А., Сущенко Д.М., Токарев А.В., Горюшкин В.Ф. (Новокузнецк) Формирование поверхностных свойств металлов и сплавов комплексным электровзрывным легированием.	2-100
Перлович Ю.А., Исаенкова М.Г., Фесенко В.А., Викарчук А.А., Воленко А.П. (Тольятти, Москва) Особенности текстуры медных покрытий, состоящих из пентагональных кристаллов.	2-101
Головин Ю.И., Иволгин В.И., Власов А.А. (Тамбов) Вейалет – анализ особенностей пластического течения при динамическом нано- и микроиндентировании.	2-102
Семенов А.П., Глезер А.М., Громов В.Е., Коновалов С.В., Коваленко В.В. (Новокузнецк, Москва) Механические свойства аморфных сплавов Fe-Ni-P при разных технологических параметрах, химическом составе и режимах термической обработки.	2-104
Фавстов Ю.К. (Самара) Кристаллография мартенситного превращения	2-105
Елсукова Т.Ф., Панин В.Е. (Томск) Масштабные уровни самосогласования деформации в зернах поликристаллов в условиях выплывимости уравнения Холла-Петча.	2-106
Колупаева С.Н., Пуспешева С.И., Попов Л.Е. (Томск) Механизмы генерации и аннигиляции деформационных дефектов и деформационное упрочнение Г.Ц.К. монокристаллов.	2-107
Бенгус В.З., Табачникова Е.Д., Хоменко С.Н., Нацки В.Д., Мишкунф И., Чах К., Гундеров Д.В., Столяров В.В., Валиев Р.З. (Харьков/Украина) О механизме сдвигового разрушения наноструктурного титана и сплава ВТ-6, а также объемных и ленточных аморфных сплавов	2-108
Бенгус В.З., Табачникова Е.Д., Циммерман А., Нейхойзер Х., Дугай П. (Харьков/Украина) Корреляция характеристик структурной релаксации металлических стекол Fe(80-x)Ni <sub>x</sub> B <sub>20</sub> и критического напряжения катастрофического пластического сдвига	2-109
Носкова Н.И. (Екатеринбург) Структура, прочность и механизм деформации и разрушения нанокристаллических материалов.	2-110
Фавстов Ю.К., Пугачева Т.М. (Самара) О структурных превращениях в термически упрочненных алюминиевых бронзах.	2-111
Джежора А.А., Рубаник В.В. (Витебск/Беларусь) Электроемкостный метод исследования структуры композиционных материалов.	2-111
Джежора А.А., Рубаник В.В. (Витебск/Беларусь) Прогнозирование прочностных свойств композиционных материалов.	2-112
Саркисян С.О. (Гюмри, Армения) Микрополярная теория упругих тонких пластин	2-114
Сарафанова В.А. (Тольятти) Пути повышения надежности и термической стабильности электроосажденных материалов	2-115
Панин А.С., Нефедов С.А., Петров А.Л., Шишковский И.В., Тарасова Е.Ю. (Самара) Исследование условий образования интерметаллидов системы Ti-Al при лазерной обработке порошковых композиций.	2-116

Полов П.В., Жога Л.В. (Волгоград) Повышение износостойкости композита $(Ti,Cr)B_2 - FeMn - FeV$ при изменении процентного содержания борида.	2-117
Иванов А.М., Лукин Е.С. (Якутск) Исследование кинетики пластических деформаций конструкционных сталей в условиях концентрации напряжений по тепловому излучению.	2-118
Тарасова Е.Ю., Нефедов С.А., Петров А.Л. (Самара) Метод количественного анализа в рентгеновской дифрактометрии композиционных материалов.	2-119
<b>Секция 3. Новые материалы и технологии для автомобилестроения.</b>	<b>3-1</b>
Триндюк Л.М. (Тольятти) Влияние основных тенденций разработках и применении материалов в автомобильной промышленности на перспективы технического развития в ОАО «АВТОВАЗ»	3-2
Триндюк Л.М., Полунин В.И., Кристал М.М. (Тольятти) Основные задачи и перспективные разработки в области повышения эксплуатационных и технологических свойств материалов, решаемые Исследовательским центром в ОАО «АВТОВАЗ»	3-3
Васильев А.В. (Тольятти) Снижение риска разрушения трубопроводов поршневых компрессоров под действием вибрации путем использования гасителей пульсаций.	3-4
Платонов С.Ю., Масаков В.В., Выбойщик Л.М. (Тольятти, Самара) Сравнительный анализ структуры и свойств прямошовных труб, полученных электродуговой сваркой под слоем флюса и высокочастотной сваркой.	3-5
Тихонов А.К. (Тольятти) Материалы, применяемые в автомобиле и их влияние на прочность и долговечность.	3-6
Выбойщик М.А., Марченко Л.Г. (Тольятти) Оценка значений предела текучести по структуре феррито-перлитных сталей.	3-9
Гончаров В.С., Гончаров М.В. (Тольятти) Дефекты структуры упрочняющих покрытий и технологии их устранения.	3-10
Гончаров В.С., Темнова Н.Р., Гончаров М.В. (Тольятти) Структурообразование жаростойких керамических покрытий.	3-11
Мерсон Д.Л., Бобровский Н.М., Тимофеев С.А. (Тольятти) Исследование резерва пластичности материалов при поверхностно-пластическом деформировании деталей машин.	3-12
Резникова Н.П. (Тольятти) Перераспределение примеси в поверхностном слое под воздействием низкоэнергетического ионного облучения.	3-13
Петров Р.Л. (Тольятти) Выбор материалов для легковых автомобилей в концепции полного жизненного цикла.	3-14
Валюженич М.К., Кривченко А.Л., Крестелев А.И. (Самара) Получение покрытий на основе титана путем синтеза тугоплавких соединений.	3-15
Коваленко В.В., Жулейкин С.Г., Полова Н.А., Козлов Э.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) Тонкая структура градиентных слоев в перлитной стали при высокотемпературной цементации.	3-16
Коснырева И.Г., Спиридонов М.А., Никитин Ю.П. (Екатеринбург) Возникновение напряжений в поверхностном слое металла, покрываемого оксидным металлом.	3-17
Ильичев М.В., Исакаев Э.Х., Тюфтяев А.С., Филиппов Г.А. (Москва) Повышение износостойкости изделий из стали 110Г13Л методом плазменной наплавки.	3-18

Ливанова О.В., Нарусова Е.Ю., Филиппов Г.А. (Москва) Механизм изменения прочности и сопротивления разрушению высокоуглеродистой патентированной стали при эксплуатации.	3-19
Воронин Н.А., Козиков А.С. (Москва) Теоретическая модель внедрения жесткой сферы в упругопластический материал.	3-20
Мураткин Г.В. (Тольятти) Механизм накопления остаточных деформаций и напряжений при изготовлении нежестких валов.	3-21
Апасов А.М., Апасов А.А. (Юрга) Моделирование разрушения в процессе сварки при зарождении непровара.	3-22
Гиляров В.Л., Корсуков В.Е., Бутенко П.Н. (СПб) Мультифрактальная трансформация рельефа поверхности аморфного сплава $Fe_{77}Si_{19}V_{13}$ при его механическом нагружении.	3-23
Ярьско С.И. (Самара) Обоснование области эффективного использования лазерной обработки, применяемой для повышения износостойкости режущего инструмента.	3-24
Белоус В.А., Носов Г.И. (Харьков/ Украина) Упрочнение сталей ионным азотированием в дуговом разряде.	3-25
Арисова В.Н., Трудов А.Ф. (Волгоград) Изготовление кольцевых деталей антифрикционного назначения из никелированного графита методом взрывного прессования.	3-26
Жукова С.Ю., Горожанин П.Ю., Беликов О.В., Пышминцев И.Ю., Фарбер В.М. (Екатеринбург) Влияние режимов контролируемой прокатки на структуру и свойства среднеуглеродистых ниобийсодержащих сталей.	3-27
Камашев А.В., Мумбер И.И. (Самара) Упрочнение доэвтектоидных углеродистых сталей поверхностным пластическим деформированием в сочетании с лазерной обработкой.	3-28
Лубяной Д.А. (Новокузнецк) Результаты внедрения экономолегированных термостойких фосфористых чугунов.	3-29
Лубяной Д.А., Требинская В.В. (Новокузнецк) Влияние марганцевого эквивалента на структуру и свойства термостойкого чугуна индукционной плавки на ОАО «ЗСМК».	3-30
Козлов Э.В., Рябчиков А.И., Шаркеев Ю.П., Курзина И.А., Фортуна С.В., Степанов И.Б., Божко И.А., Калашников М.П., Сивин Д.О. (Томск, Северск) Формирование жаропрочных и износостойких поверхностных слоев микронных толщин на основе ультрадисперсных интерметаллидов при высокоинтенсивной ионной имплантации.	3-31
Зибров П.Ф., Зибров А.П. (Тольятти) Жидкостные режимы трения при осадке круглых шероховатых поверхностей с учетом упругих деформаций их микронеровностей.	3-32
Емалетдинов А.К. Нуруллаев Р.Л. (Уфа) Особенности кинетики дислокаций и пластической деформации наноструктурных материалов.	3-33
Табakov В.П., Ермолаев А.А. (Ульяновск) Исследование влияния конструкции многослойных ионно-плазменных покрытий на основе нитрида и карбонитрида титана на структурные параметры и механические свойства.	3-34
Табakov В.П., Рандин А.В., Афанасьев М.Е. (Ульяновск) Исследование свойств износостойких ионно-плазменных покрытий с переходными адгезионными слоями.	3-35
Колубаев Е.А., Сизова О.В., Брюхов В.В. (Томск) Фрикционные свойства алюминиевой бронзы, подвергнутой ионной имплантации.	3-36

Колубаев А.В. (Томск) Особенности деградации структуры при трении и факторы, влияющие на изнашивание материалов.	3-37
Булычев С.И., Алехин В.П., Пьен Й.С. (Москва, Асан/Ю.Корея) Исследование закономерностей процессов усталостного износа методом кинетического индентирования.	3-38
Алехин В.П., Алехин О.В., Боровин Ю.М., Пьен Й.С., Пак Ж.Х., Азума Ш.Н. (Москва, Асан/Ю.Корея) Кинетика и механизм износа твердосплавного инструмента при ультразвуковой упрочняющей обработке.	3-39
Мордовин В.П., Алехин В.П., Пьен Й.С. (Москва, Асан/Ю.Корея) Основные свойства водородоаккумулирующих материалов и их применение в никель-металлгидридных аккумуляторах.	3-39
Фадин В.В., Алеутдинова М.И., Беляев С.А. (Томск) Износостойкость композиционных материалов на медной основе с железосодержащими наполнителями.	3-40
Болдырев Д.А., Криштал М.М., Цалина Н.Б., Выбойщик М.А. (Тольятти) Повышение износостойкости пары «тормозной диск - колодка» автомобилей ВАЗ: взаимосвязь состава, структуры и эксплуатационных свойств материалов пары трения.	3-41
Болдырев Д.А., Цалина Н.Б., Криштал М.М., Выбойщик М.А. (Тольятти) Влияние микролегирующих добавок на износостойкость серого чугуна при работе в паре с фрикционным материалом.	3-42
Криштал М.М., Болдырев Д.А., Выбойщик М.А. (Тольятти) Механизм снижения износостойкости серого чугуна в процессе его эксплуатации в паре трения «тормозной диск – тормозная колодка».	3-43
Киселева Т.Д., Олишкая Ю.В. (Самара) Исследование упругих характеристик титановых сплавов.	3-44
Агиней Р.В., Андронов И.Н., Теплинский Ю.А., Кузьбожев А.С., Богданов Н.П. (Ухта) Применение магнитного метода для оценки напряженного состояния стальных конструкций.	3-45
Сергеев В.П., Федорищева М.В., Воронов А.В., Попова Н.А. (Томск) Изменение износостойкости и структуры покрытий Ni <sub>3</sub> Al под воздействием ионных пучков.	3-46
Сергеев В.П., Федорищева М.В., Воронов А.В., Сергеев О.В. (Томск) Механические свойства наноструктурных покрытий на основе карбонитридов титана и алюминия.	3-47
Криштал М.М., Лазутова Е.Б., Чернов В.А. (Тольятти) Оптимизация структуры и состава Al-Si поршневых сплавов для повышения ресурса сопряжения поршня с верхним компрессионным кольцом.	3-48
Череменин В.П., Криштал М.М., Гончаров В.С. (Тольятти) Разработка технологии газопламенного напыления рабочей поверхности колец блокирующего синхронизатора КПП автомобилей ВАЗ	3-49
Табаков В.П., Циркин А.В. (Ульяновск) Оценка трещиностойкости износостойких покрытий для режущего инструмента.	3-50
Выбойщик М.А., Болдырев Д.А., Волков А.И. (Тольятти) О релаксации остаточных напряжений в отливках из серого чугуна.	3-51
Филимонов Г.Н., Гецов Л.Б. (СПб) Усталостные разрушения валов питательных насосов в связи с масштабным фактором и влиянием коррозионной среды.	3-52
Капуткин Д.Е. (Москва) Критерий коробления при термической обработке материалов.	3-53

Ильин А.В., Марголин Б.З., Костылев В.И., Балакин С.М., Гецов Л.Б., Анофриев В.Ю. (СПб) К вопросу расчетного определения циклической долговечности и хрупкой прочности рабочих колес центробежных компрессоров.	3-53
Коджаспиров Г.Е. (СПб) Управление структурой и свойствами металлических заготовок и деталей при использовании современных методов обработки давлением.	3-54
Фавстов Ю.К., Журавель Л.В. (Самара) Влияние термообработки на структуру и свойства алюминиевых и оловянных бронз с мартенситной структурой.	3-56
Минц И.И., Новоселова Н.Г. (Челябинск) Особенности развития разрушения в металле энергетического оборудования, работающего в условиях ползучести.	3-57
Валиев Р.З. (Уфа) Парадоксы прочности и пластичности в нанокристаллических материалах.	3-57
Глезер А.М. (Москва) Проблемы прочности и пластичности функциональных материалов.	3-58
Воленко А.П. (Тольятти) О сферолитной форме роста электролитических осадков меди.	3-58
Смоланов Н.А., Панькин Н.А. (Саранск, Мордовия) Влияние ионно-плазменной обработки на механические свойства изделий для производства кабеля.	3-60
Паршуков Л.И., Гильмутдинов Ф.З., Смирнов В.Н. (Ижевск) Исследование сварочного шва проволоки из стали 12Х18Н10Т.	3-61
Хусаинов М.А., Ларионов А.Г. (В.Новгород) Защита агрегатов автомобиля от перегрева.	3-62
Лиманова Н.И., Строгов М.В., Ионе С.Д. (Тольятти) Автоматизированная система для исследования механизмов деформации и разрушения различных металлов и сплавов.	3-63
Федоров А.Л. (Тольятти) Особенности формирования соединения при пайке сталей припоем Cu-Ni-Zn.	3-64
Авдеенко А.М. (Москва) Диаграмма деформации неоднородных сред	3-65
Кудря А.В., Марков Е.А., Алексева И.Г. (Москва) Прямые измерения неоднородности вязкости по акустической эмиссии	3-66
Кудря А.В., Сухова В.Г. (Москва) Информативность мезогеометрии изломов для ранжировки конструкционных материалов по вязкости.	3-67
Штремель М.А., Кудря А.В., Соколовская Э.А., Иващенко А.В. (Москва) Ретроспективный анализ больших массивов производственных данных для управления качеством материалов	3-68
Кудря А.В., Соколовская Э.А., Водопоьянов Е.А. (Москва) Связь неоднородности вязкости крупных поковок из улучшаемой стали с разномасштабной структурой	3-69
Викарчук А.А. (Тольятти) Использование концепции дисклинаций к объяснению особенностей структуры и свойств металлов электролитического происхождения.	3-70
Капуткина Л.М., Ложников Ю.И. (Москва) Структура и упрочнение в результате горячей деформации аустенитно- и мартенситностареющих азотсодержащих сталей.	3-71
Гурьев А.М., Лыгденов Б.Д., Старостенков М.Д. (Барнаул, Улан-Удэ) Поверхностное упрочнение штамповых сталей карбоборированием.	3-72

Кисиленко И. А. (Тольятти) Новая технология изготовления поковок в открытом штампе.	3-73
Кисиленко И. А. (Тольятти) Формула для расчета пластического формоизменения сортовых профилей.	3-73
Кисиленко И. А. (Тольятти) Расчет размеров исходной заготовки для новой технологии формообразования профильных колец.	3-74
Кисиленко И. А. (Тольятти) Новая технология формообразования профильных колец.	3-75
Кисиленко И. А. (Тольятти) Методика предварительного фасонирования заготовок для закрытой штамповки в открытых штампах.	3-76
Кисиленко И. А. (Тольятти) Новая технология изготовления профилей для летательных аппаратов.	3-77
Мерсон Д.Л. (Тольятти) Проблемы и перспективы применения метода акустической эмиссии для решения задач физики прочности и пластичности	3-78
Виноградов А.Ю., Хидзимото С. (Осака/Япония) Усталостные свойства ультрамелкозернистых материалов	3-79
Мерсон Д.Л., Разуваев А.А. (Тольятти) Влияние температуры отпуска на спектральный состав сигналов акустической эмиссии	3-80
Мерсон Д.Л., Марченко Л.Г. (Тольятти, Москва) Зависимости механических характеристик и спектральных параметров сигналов акустической эмиссии от режимов термомеханической обработки труб	3-81
Егоров М.Ю. (СПб) Современные компьютерные технологии для анализа структуры материалов	3-82
Столин А.М., Якунин В.Н., Викарчук А.А. (Черноголовка, Тольятти) Новые износостойкие электродные материалы для электроискрового легирования, полученные методом СВС-экструзии	3-82