

Четвертая Международная конференция
**«Фазовые превращения
и прочность кристаллов»,**
посвященная памяти
академика Г.В.Курдюмова



С б о р н и к т е з и с о в

Черноголовка
2006

Российская Академия наук
Министерство образования и науки РФ
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред.
Межгосударственный координационный совет по физике прочности
и пластичности материалов
Институт физики твердого тела РАН
Институт металловедения и физики металлов
им. Г.В.Курдюмова
ГНЦ РФ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина

Четвертая Международная конференция

**«Фазовые превращения
и прочность кристаллов»,**

**посвященная памяти
академика Г.В.Курдюмова**

4 – 8 сентября 2006 года

С б о р н и к т е з и с о в

**Черноголовка
2006**

УДК
ББК

Фазовые превращения и прочность кристаллов: сб. тез. IV Международной конференции (4 – 8 сентября, Черногоровка), Черногоровка, 184 с.

ОТЕЧЕСТВЕННАЯ НАУЧНАЯ ШКОЛА ФИЗИЧЕСКОГО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ В РУСЛЕ ЕВРОПЕЙСКОЙ ШКОЛЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ФИЗИКИ (А. КУНДТ – В. РЕНТГЕН – А. Ф. ИОФФЕ – Г. В. КУРДЮМОВ)

Глезер Г. М.

Политехнический музей, Москва

Отечественная школа научного металловедения, развиваясь в русле европейской науки, использовала все лучшее и внесла значительный вклад в мировое материаловедение. Крупнейшая отечественная научная школа физики А.Ф.Иоффе явилась базовой для современного научного материаловедения. Школа А.Ф.Иоффе берет свое начало в первой в Европе научной школе экспериментальной физики А.А.Э. Кундта.

Адольф Кундт (1839–1894), видный немецкий физик, вошел в историю не только как талантливый экспериментатор, но и как учитель, идеальный руководитель и помощник своих учеников. У него в Германии учились П.Н.Лебедев, впоследствии основавший собственную школу физики, Б.Б.Голицын – основоположник отечественной научной сейсмологии, К.Браун – изобретатель электронно-лучевой трубки. Учеником Кундта был также В.Рентген, которому принадлежит открытие X-лучей, впоследствии лауреат Нобелевской премии. Выдающийся физик-экспериментатор, он славился очень строгой постановкой опытов, его считали лучшим экспериментатором своего времени.

В отличие от своего учителя А.Кундта В.Рентген не имел педагогического дара, но приглашал поработать в свою лабораторию молодежь. Так к нему попал в качестве лаборанта-практиканта А.Ф.Иоффе, усвоивший основные постулаты экспериментальной работы В.Рентгена – правильный выбор и постановку задачи, тщательность исполнения, неумение скрывать ошибки и передавший затем все это своим ученикам.

Одним из первых учеников А.Ф.Иоффе на новом физико-механическом факультете Петроградского Политехнического института был Г.В.Курдюмов. Он избрал своей специальностью физику рентгеновских лучей, их использование для просвечивания оптически непрозрачных тел. Это направление вскоре захватило весь ученый мир. Г.В.Курдюмов занимался рентгеноструктурным анализом металлов. В области физики твердого тела многие ученики А.Ф.Иоффе создали свои собственные школы. Почти все они увлеклись ядерной физикой. Единственным металловедом, причем с мировым именем, стал Г.В.Курдюмов. Ему принадлежат фундаментальные новаторские исследования в области мартенситных превращений, термоупругих равновесий фаз в твердом состоянии, установление связей между кристаллографией, термодинамикой, кинетикой превращений в металлических сплавах.

Г.В.Курдюмов был воспитан в «духе Иоффе» и в этом же духе впоследствии воспитывал своих учеников. Признанный лидер, ученый-классик, он создал научную школу, имеющую многочисленных учеников и последователей во всем мире, развивающих его научные идеи. Г.В.Курдюмов создал коллектив единомышленников – высшую форму коллективного взаимодействия в процессе научного поиска. Его научная школа, благодаря творческому началу, оказалась очень жизнеспособной.

Политехнический музей как национальный музей истории науки и техники всемерно стремится сохранять память о выдающихся отечественных ученых и инженерах. Музей получил в дар от семьи Г.В.Курдюмова часть его личного архива, содержащего многочисленные доказательства великой научной миссии ученого, свидетельства жизнеспособности его школы, авторитета Г.В.Курдюмова среди его учеников и последователей.

РАЗВИТИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ ПО ФИЗИЧЕСКОЙ ХИМИИ В ШКОЛЕ АКАДЕМИКА Г. В. КУРДЮМОВА

Могутнов Б. М.

ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва

Исследования в области физической химии металлургических процессов и материалов были организованы в Институте Металловедения и Физики Металлов ЦНИИ-Чермет, которым руководил Г.В.Курдюмов, в начале 50-х годов прошлого столетия. Они развивались в трех направлениях: реакции рафинирования чугуна и стали; теория шлаковых расплавов; термодинамика сплавов. К наиболее важным результатам относятся: определение состава шлака с максимальной десульфуризирующей способностью, который впоследствии стал основой для внепечной обработки стали, и статистико-термодинамическая теория растворов внедрения.

В начале 60-х годов прошлого века Г.В.Курдюмовым было инициировано исследование физико-химических закономерностей процессов, протекающих при распаде мартенсита закаленной стали. Они позволили раскрыть природу реакций старения мартенсита в новом классе высокопрочных металлических материалов – в мартенситностареющих сплавах, и сформулировать термодинамические принципы прогнозирования процессов фазообразования. Также было установлено, что распад свежееобразованного углеродистого мартенсита начинается с перераспределения атомов углерода между объемом раствора и дефектами его кристаллической решетки.

Новый импульс исследования по физической химии получили в 80-х годах после введения в действие двух наиболее информативных экспериментальных методик: Кнудсеновской масс-спектрометрии и эффузионного метода Кнудсена в условиях сверхвысокого безмасленного вакуума. Они открыли возможность исследовать термодинамические свойства вещества в жидком, твердом и метастабильном (переохлажденная жидкость, стеклообразное) состояниях. Обширные исследования шлаковых, силикатных и металлических расплавов позволили выявить ряд специфических особенностей в их термодинамических свойствах, которые присущи всем расплавам с интенсивным межчастичным взаимодействием, независимо от их природы. Они свидетельствуют о появлении в расплавах ассоциативных группировок или, другими словами, химического ближнего порядка. Предложена модель, основанная на теории ассоциированных растворов, которая адекватно описывает термодинамические свойства высокотемпературных расплавов. Определены абсолютная энтропии аморфных металлических сплавов в интервале от 0 К до температур кристаллизации и показано, что к ним применим третий закон термодинамики.

РОЛЬ Ю.А. БАГАРЯЦКОГО В РАЗВИТИИ ТОНКИХ СТРУКТУРНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ В ИМФМ

Носова Г. И.

Юрий Александрович Багаряцкий работал в ИМФМ ЦНИИчермет с 1952 по 1964 гг. С его приходом в институте интенсивно развернулись исследования тонкой кристаллической структуры сплавов с применением метода диффузного рассеяния рентгеновских лучей на монокристаллах, который Ю.А. Багаряцкий первым в нашей стране успешно использовал с этой целью. Им были разработаны методики расчета снимков диффузного рассеяния, предложены эффективные методы определения взаимной ориентировки образующихся фаз; при его участии был создан ряд рентгеновских камер для съемки монокристаллов и т. п. Применение этого метода и новые подходы к трактовке дифракционных картин привели к существенному повышению научного уровня исследования структуры реальных сплавов. При изучении ранних стадий распада ряда пересыщенных твердых растворов, в том числе, и составляющих основу промышленных сплавов, уже в 50-е годы были получены результаты, позволившие выявить ряд общих закономерностей распада пересыщенных твердых растворов, которые справедливы и в настоящее время. Таким образом, было сформировано научное направление – исследование изменений тонкой структуры сплавов различного типа в процессе фазовых превращений, которое получило развитие не только в ИМФ, но и в других ведущих научных институтах страны. В разные годы в ИМФ работали и работают ученики и последователи научной школы Ю.А. Багаряцкого, которые расширили и умножили круг проблем, решаемых на основе разработанного им метода. Эти исследования существенно повлияли не только на развитие теоретических представлений в области физики металлов, но и способствовали развитию методологии конструирования новых материалов, основанной на тонких кристаллоструктурных исследованиях.

Важным направлением исследований, проводившихся под руководством Ю.А. Багаряцкого, является изучение фазовых превращений и структурных особенностей сплавов на основе титана. Обобщение результатов этих работ позволило установить закономерности фазовых превращений в титановых сплавах различных типов, приводящих к образованию как стабильных, так и метастабильных фаз, в том числе, и неизвестных ранее, и определить влияющие на них факторы. Эти данные представляли значительный интерес не только для развития металловедения титановых сплавов, но и для общей теории фазовых превращений, поскольку превращения в этих сплавах, обладая рядом черт общих с другими известными в то время фазовыми превращениями, имеют ряд существенных особенностей. Выполненный под руководством Ю.А. Багаряцкого цикл работ по изучению фазовых превращений в титановых сплавах в 1962 г. был удостоен премии им. Д.К. Чернова.

Дальнейшее развитие в ИМФ исследования фазовых превращений в сплавах на основе титана получили в связи с изучением так называемых несоизмерных фаз на основе ОЦК решетки, обнаруженных в начале 70-х годов.

УПРУГИЕ ДОМЕНЫ: ОТ МАРТЕНСИТА ДО САМООРГАНИЗОВАННЫХ НАНОСТРУКТУР

Ройтбурд А. Л.

Мэрилендский Университет, США

Идея упругих доменов явилась одним из результатов исследования природы мартенситных превращений в институте Г. В. Курдюмова. Идея упругих доменов дала ясное физическое объяснение двойниковым микро- и нано- структурам мартенситных фаз и позволила распространить это объяснение на другие фазовые превращения в кристаллах. Дальнейшее развитие теории привело к предсказанию полидоменных структур в эпитаксиальных пленках и композитах. Было показано, что упругими доменами могут служить не только двойники, но и домены разных фаз, возникающих в результате фазового превращения или полученные соосаждением из пара на кристаллическую подложку. Упругие макродомены, состоящие из многих нано-зерен могут возникать также в поликристаллах претерпевающих структурные фазовые превращения. Теория стимулировала интенсивные экспериментальные исследования различных материалов: сплавов памяти, включая магнитные, высокотемпературных сверхпроводников, сегнетоэлектрических пленок, нано-композитов состоящих из ферромагнитных и сегнетоэлектрических фаз.

ЧТО ТАКОЕ «ИНТЕНСИВНАЯ» ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ?

Глезер А. М.

Институт металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова

ГНЦ «ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина», Москва;

glezer@imph.mskru

Предпринята попытка рассмотрения физической природы «интенсивной» пластической деформации и установления ее основных отличий от известных ранее видов пластического формоизменения.

Показано, что релаксационные процессы играют определяющую роль при формировании дефектных структур в области больших степеней пластической деформации. Установлено, что наблюдаемое в экспериментах многообразие структурных состояний обусловлено, во-первых, различными вариантами эволюции дефектной структуры и, во-вторых, различными стадиями реализации структурного состояния для каждого из этих вариантов при заданных условиях деформации

Показано, что существуют два принципиально важных условия, при реализации которых деформация может считаться интенсивной. Во-первых, это наличие эффективных сжимающих напряжений, предотвращающих процесс разрушения, и, во-вторых, это протекание одного из двух эффективных релаксационных процессов – динамической рекристаллизации и/или аморфизации кристаллической структуры.

Автор выражает признательность РФФИ за финансовую поддержку (гранты 06-02-17075, 06-02-91031 и № 04-02-97255).

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ МЕТАЛЛ–МЕТАЛЛОИД

Зайченко С. Г., Глезер А. М.

*Институт металлофизики и функциональных материалов
ГНЦ ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина*

В отличие от конденсированных систем с трансляционной симметрией, все атомы аморфных металлических сплавов (АМС) металл–металлоид находятся в возбужденном состоянии. Это подтверждается тепловыделением релаксационного спектра (РС) в температурном диапазоне от 300 К вплоть до предкристаллизационных температур. Из рассмотрения АМС в виде многоуровневой системы с непрерывным распределением энергий активации получено соотношение для спектральной плотности тепловыделения релаксационного спектра в сканирующем и изотермическом режимах. Особенности релаксационного спектра АМС являются:

- постепенное исчезновение с увеличением продолжительности отжигов низкотемпературной части релаксационного спектра (НЧРС), в то время как высокотемпературная часть остается практически неизменной;

- относительное изменение тепловыделения НЧРС АМС пропорционально

$$\int_T h(T, T_a t) dT / \int_T h(T, 0, 0) dT = 1 - k \ln t, \quad (1)$$

где h – спектральная плотность тепловыделения НЧРС, T – температура, T_a – температура изохронного отжига продолжительностью τ , k – сложная функция $T_a, T, U, dT/dt$, U – энергия активации. Сопоставление эволюции НЧРС с результатами механических испытаний образцов АМС позволило сформулировать критерий вязко-хрупкого перехода:

$$\int_T h(T_a, T, t) dT = 0. \quad (2)$$

Из уравнения (1) следует, что для прогнозирования термической стабильности механических свойств АМС достаточно сопоставления тепловыделения двух РС, полученных методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Одного – для свежезакаленного материала АМС, другого – после появления видимых изменений РС в ходе отжига продолжительностью τ_0 .

$$t_{exp} = t_0 \exp\left[\left[1 - \int_T h(T_a, T, t) dT / \int_T h(T, 0, 0) dT\right]^{-1} - 1\right]. \quad (3)$$

Как критерий вязко-хрупкого перехода, так и уравнение (3), прогнозирующее его начало, прошли экспериментальную апробацию на АМС более чем 25 композиций для различных, включая климатологическое вылеживание, температур и продолжительностей отжигов, показав хорошее согласие с экспериментальными данными. Обсуждаются природа вязко-хрупкого перехода и физические процессы, вызывающие охрупчивание материала АМС.

НЕЛИНЕЙНО-ВОЛНОВАЯ КОНЦЕПЦИЯ ПЛАВЛЕНИЯ И ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ СТРУКТУРЫ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Корниенко Н. Е.

Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко, Киев, Украина
nikkorn@mail.univ.kiev.ua

Фазовые переходы (ФП), в частности, процессы плавления и полиморфных преобразований структуры твердых тел являются распространенными физическими явлениями. Для многих веществ температуры T_m и теплоты Q_m плавления немонотонно зависят от энергии связи в кристаллах. Существование многочисленных аномалий ФП показывает, что выяснение механизмов ФП является одной из сложнейших и полностью еще не решенных проблем современной физики.

В настоящем докладе предлагается новая нелинейно-квантовая концепция ФП. Она базируется на использовании обширного материала по исследованию теплофизических и спектральных характеристик кристаллов и развитии физики многоволновых нелинейных резонансных взаимодействий. На основе обобщения данных для молекулярных, ковалентных, ионных кристаллов и металлов открыта тесная взаимосвязь теплот ФП в расчете на структурную единицу среды Q_{m1} с энергиями оптических фононов их обертонов или составных тонов. Для некоторых простых молекулярных сред типа Cl_2 и CO_2 величины Q_{m1} обусловлены, соответственно, возбуждением единственной высокочастотной моды 556 см^{-1} и деформационной моды $\nu_2 = 660\text{ см}^{-1}$. Для кристалла кремния Q_{m1} очень точно равна энергии восьми оптических фононов с $\nu_0 = 520\text{ см}^{-1}$. В корунде (Al_2O_3) плавление происходит при возбуждении обертона $25\nu_0$ моды E_g с частотой 378 см^{-1} . В кристаллах Li и Be плавление связано с возбуждением предельных акустических мод ν_{max} с частотами ~ 250 и 1090 см^{-1} , которые определялись по температурам Дебая. Плавление Na, Ga индуцируется возбуждением двух фононов $2h\nu_{max}$ на каждый атом. Плавление Al, K происходит в случае возбуждения $3\nu_{max}$, а Ag, Zr - $6\nu_{max}$. Кристалл Zn плавится при сильном возбуждении около 9 оптических фононов

Таким образом, для ФП очень существенно нелинейное возбуждение высших колебательных состояний, что обеспечивается сильной нелинейностью в низкочастотной области. Однако даже при возбуждении основных фононов, в процессах плавления основную роль играют нелинейные взаимодействия более низкочастотных решеточных мод. Особенно убедительно нелинейно-волновые механизмы ФП демонстрируются при рассмотрении рядов подобных веществ.

Теплоты полиморфных превращений структуры твердых тел обычно меньше теплот плавления, поэтому они соответствуют частотам субгармоник и разностных тонов. Однако теплоты полиморфных превращений в кристаллах могут быть довольно значительными и соответствовать высокоэнергетичным оптическим фононам. Много интересных закономерностей ФП наблюдается для металлических сплавов. Существует много сплавов (CaCu, TlAu, CaNi, AuSi), для которых значения T_m уменьшаются на многие сотни градусов по сравнению с плавлением их компонентов или сильно повышаются (Ga_2Pr , Li_3Bi , SbY , UBe_{13}), что связано с изменением нелинейности возникающих структурных образований.

Очень существенную роль в фазовых превращениях структуры кристаллов играют эффекты сильного фонон–электронного взаимодействия – возбуждение высших колебательных состояний индуцирует изменение электронного состояния и типа межчастичного взаимодействия. Разность энергий жидкого и твердого состояний определяет порядок актуального обертона или суммарного тона. Полученные результаты могут быть использованы в новых технологиях.

НЕЛИНЕЙНО-ВОЛНОВЫЕ МЕХАНИЗМЫ УПРУГОСТИ И ПРОЧНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Корниенко Н. Е.

Киевский национальный университет им. Тараса Шевченко, Киев, Украина
nikkorn@mail.univ.kiev.ua

В докладе проблемы прочности и упругости рассматриваются с позиций новой нелинейно-квантовой концепции конденсированной среды. В ней природа сложных явлений изучается без использования термодинамического подхода. Для развиваемого подхода очень важен учет нелинейного взаимодействия элементарных возбуждений среды и учет эффектов сильного фонон-электронного взаимодействия (выход за рамки адиабатического приближения). В результате взаимосвязи поведения атомов и электронов сильное возбуждение высших колебательных состояний индуцирует перестройку электронных состояний и изменение межчастичных взаимодействий.

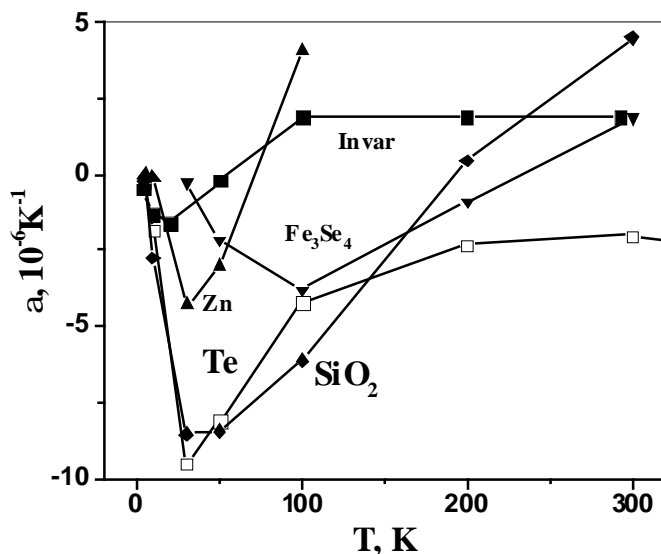


Рис. 1.

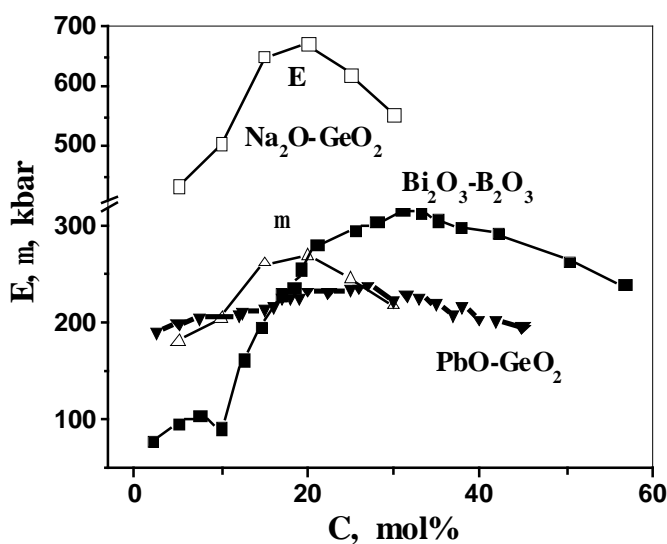


Рис. 2.

Существенная роль нелинейного взаимодействия колебательных мод доказывается рядом экспериментально наблюдаемых явлений. Давно известно термическое сжатие линейных размеров ряда твердых тел, что иллюстрируется рис.1, где показаны температурные зависимости коэффициентов линейного расширения α . Для ряда металлов, их сплавов, а также стеклообразующих веществ (Se, Te, SiO_2) в широкой температурной области наблюдаются отрицательные величины α . Рост упругости и прочности твердых тел в широкой температурной области и существование высокотемпературных максимумов модулей Юнга E и сдвига μ может быть объяснено на основе нелинейного взаимодействия термически возбужденных колебательных мод с генерацией высших колебательных состояний. Последние приближаются по энергии к электронным состояниям, что приводит к усилению межчастичного взаимодействия. Это аналогично усилению взаимодействия колебательного возбужденных молекул в газовых средах, что обуславливает

существование эксимерных молекул типа XeCl^* . Для нелинейного взаимодействия волн необходимо выполнения условий фазового синхронизма, которые хорошо выполняются в области линейного изменения фоновой дисперсии $\omega(k)$. Поэтому нелинейные процессы эффективны для низкочастотных возбуждений при низких температурах. Это согласуется с наблюдаемым возрастанием теплоемкостей в этих областях.

Эффективность нелинейных процессов часто возрастает для металлических сплавов или двойных стекол, что обуславливает существование концентрационных максимумов E и μ (см. рис. 2), а также скоростей поперечных и продольных акустических волн, плотности и показателей преломления, поведением теплоемкостей для ряда кристаллических и аморфных сред.

НАНОЛАМИНАТЫ – СЛОИСТЫЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ: ИЗГОТОВЛЕНИЕ, УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Фирстов С. А., Печковский Э. П., Иванова И. И.

*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины
Киев, Украина
fsa@ipms.kiev.ua*

Разработаны принципы изготовления одно- и двухфазных керамических материалов на основе титановых наноламинатов (нового класса твердых тел) с контролируемым содержанием *in-situ* второй фазы TiC и величиной пористости методом реакционного спекания порошковых смесей $\text{TiH}_2/\text{TiC}/\text{SiC}$ (Si).

Разработан системный научный подход к изучению механического поведения таких материалов в компактном и пористом состояниях, а также при наличии частиц второй фазы, в условиях механического нагружения в интервале температур 20-1300 °С. С использованием характеристик структурного состояния, твердости, прочности, пластичности, ползучести и термоактивационного анализа установлены закономерности, особенности и механизмы процессов деформации, упрочения и разрушения этих материалов в однофазном, двухфазном, низкопористом и пористом состояниях. Установлены температурно-деформационно-силовые границы и области их существования в пластичном состоянии при различных способах и условиях нагружения.

Показано, что снижение прочности пористых материалов по сравнению с компактным состоянием может быть в значительной мере компенсировано, а в ряде случаев превышено путем использования ряда факторов. Таковыми являются: измельчение зеренной структуры, высокотемпературная термомеханическая обработка, создание двухфазного *in-situ* композита $\text{Ti}_3\text{SiC}_2/\text{TiC}$, азотирование высокопористого материала.

Определены оптимальные режимы термомеханической обработки с точки зрения получения заранее заданных формы и размеров полуфабрикатов, а также получения прогнозируемых значений их механических характеристик. Выполненный сравнительный анализ механических свойств различных материалов показал, что по совокупности механических характеристик изученные наноламинаты занимают промежуточное положение между высокопрочными металлическими и керамическими материалами.

ЭФФЕКТ ХОЛТА В УПРОЧНЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Козлов Э. В., Тришкина Л. И., Конева Н. А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск
kozlov@tsuab.ru

Эффект Холта связан с барьерным упрочнением ($\Delta\tau_0$) в ячеистых субструктурах и выражается соотношением:

$$\Delta\tau_0 = kD^{-1}, \quad (1)$$

где $\Delta\tau_0$ – вклад в сопротивление деформированию, обусловленный наличием стенок дислокационных ячеек, D – размер дислокационных ячеек, k – константа. Исторически, это был первый вклад в напряжение течения, обусловленный наличием дислокационной субструктуры. Дислокационная субструктура – это самоорганизованное неоднородное распределение дислокаций. Для описания упрочнения, которое создают хаотические дислокационные структуры, достаточно учета лишь двух вкладов – упругого $\Delta\tau_y$ и контактного $\Delta\tau_k$ – торможения дислокаций. В общем случае сопротивление движению дислокаций (τ) через ячеистую субструктуру выражается суммой трех слагаемых:

$$\tau = \Delta\tau_k + \Delta\tau_y + \Delta\tau_0. \quad (2)$$

Контактное торможение $\Delta\tau_k$ составляется из вкладов, обусловленных: 1) пересечением дислокаций; 2) волочением порогов; 3) генерацией точечных дефектов; 4) созданием и разрывом дислокационных реакций и 5) преодолением дислокационных барьеров Ломера–Коттрелла, Хирта и т.п. Упругий вклад $\Delta\tau_y$ обусловлен близкодействующим упругим взаимодействием дислокаций. Ячеистые субструктуры относятся к низкоэнергетическим дислокационным субструктурам. В известном соотношении

$$\tau_y = \alpha_y \mu b \rho^{1/2} \quad (3)$$

α_y не превышает значения 0,15... 0,20. В (3) μ – модуль сдвига, b – вектор Бюргера, ρ – скалярная плотность дислокаций. Важной характеристикой является параметр междислокационного взаимодействия α_y . Он экспериментально определяется через амплитуду упругого поля τ_y , измеряемую в конкретной субструктуре.

Доклад посвящен анализу $\Delta\tau_0$. Этот вклад всегда пропорционален размеру ячеек или плотности дислокационных границ различного типа. Коэффициент k определяется типом ячеистой субструктуры. К настоящему времени классифицировано восемь типов таких субструктур. Если ячеистая субструктура является разориентированной, то в $\Delta\tau_0$ добавляется дополнительный вклад $\Delta\tau_0(\varphi)$, где φ – угол разориентировки ячеек. Этот вклад определяется как

$$\Delta\tau_0(\varphi) = k'\varphi, \quad (3)$$

k' – константа. В докладе детально анализируются экспериментальные данные о $\Delta\tau_0$ и $\Delta\tau_0(\varphi)$ для различных ячеистых субструктур. Одновременно сопоставляется средняя длина пробега дислокаций и средний размер ячеек. Помимо этого рассмотрено изменение упругого поля и его вклад ($\Delta\tau_y$) в сопротивление деформированию при переходе от хаотических дислокационных субструктур к ячеистым.

ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН И ИХ РОЛЬ В ЭВОЛЮЦИИ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Конева Н. А., Жданов А. Н.*, Тришкина Л. И., Козлов Э. В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск
koneva@tsuab.ru

* Алтайский государственный технический университет, Барнаул

Границы зерен играют важную роль в пластической деформации поликристаллов. Это обусловлено рядом факторов. 1) Границы зерен препятствуют развитию дислокационного скольжения. Лишь иногда дислокации проходят через границы зерен. 2) Границы зерен являются основным источником дислокаций, по крайней мере, на первых стадиях пластической деформации. 3) Вблизи границ зерен существует повышенная амплитуда внутренних полей напряжений. Эти поля формируются дислокациями и дисклинациями, находящимися в структуре границ зерен, а также повышенной плотностью дислокаций вблизи границ зерен по сравнению с телом зерна. 4) По границам зерен может развиваться скольжение, особенно при повышенной температуре и интенсивной пластической деформации. Такое скольжение может происходить как по специальным границам, так и границам общего типа. В каждом случае оно имеет свои особенности. 5) От приграничных областей начинается зарождение и эволюция дислокационной субструктуры. Поэтому плотность дислокаций вблизи границ зерен выше, а размеры дислокационных ячеек меньше, чем в теле зерен.

В докладе на основе экспериментальных данных, полученных авторами, анализируется развитие деформации вблизи границ зерен и в теле зерен. Приведены многочисленные иллюстрации и количественные экспериментальные результаты.

В качестве примера на рисунке даны результаты изучения плотности дислокаций вблизи границ зерен и в теле зерен в твердых растворах на основе меди. Особое внимание уделяется особенностям деформации поликристаллического агрегата с ультрамелким и наноразмером зерен. В заключение анализируется поведение соотношения Холла-Петча (Х-П):

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$$

(σ – действующее напряжение, k – параметр Х-П, d – размер зерна, σ_0 – сопротивление движению дислокаций в отсутствии границ зерен) в широком интервале размеров зерен.

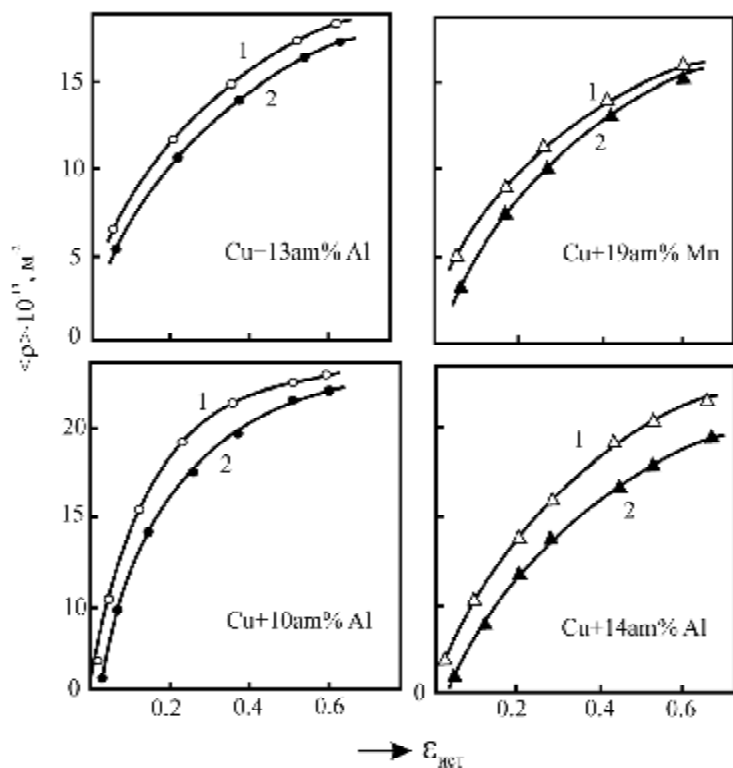


Рис. Зависимости плотности дислокаций $\langle \rho \rangle$ вблизи (1) и вдали (2) от границ зерен от деформации $\epsilon_{\text{ист}}$ в сплавах Cu – Al и Cu – Mn

ИНДУЦИРОВАННЫЕ ВОДОРОДОМ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ: КЛАССИФИКАЦИЯ, КИНЕТИКА И СТРУКТУРНЫЕ МЕХАНИЗМЫ

Гольцова М. В., Жиров Г. И., Додонова Е. В.

Донецкий государственный технический университет, Украина,
goltsov@physics.dgtu.donetsk.ua

К настоящему времени известны четыре класса индуцированных водородом фазовых превращений: 1) диффузионно-кооперативные (гидридные) фазовые переходы. Превращения этого класса имеют место в гидридообразующих материалах при низких температурах ($T < 0,25 \div 0,45 T_{пл}$). При этих температурах диффузия больших атомов, составляющих кристаллическую решетку, полностью подавлена. Любые перераспределения водорода в подсистеме междоузлий осуществляются диффузионным путем, а взаимообусловленная перестройка кристаллической решетки происходит кооперативным, сдвиговым механизмом. 2) Диффузионные, индуцированные водородом фазовые переходы. Превращения этого класса имеют место в материалах, в состав которых входят как гидридообразующие, так и негидридообразующие элементы. 3) Индуцированные водородом промежуточные переходы. Они имеют место в пограничной температурной области ($T \sim 0,25 \div 0,45 T_{пл}$). 4) Фазовые превращения, управляемые водородным воздействием. Превращения этого класса имеют место в Ti и Zr – металлах, обладающих полиморфизмом и образующих гидриды, а также в сплавах на основе этих металлов. Здесь водород используется для управления другими фазовыми переходами с целью изменения термодинамических и кинетических условий их протекания, изменения механизма превращения, перераспределения легирующих элементов между фазами и т.д.

Диффузионные фазовые превращения, индуцированные водородом в интерметаллических соединениях редкоземельных и переходных металлов, возникают вследствие различного сродства водорода к отдельным атомам – компонентам материала. Например, сплав Sm_2Fe_{17} состоит из сильно гидридообразующего элемента самария и негидридообразующего железа. Такой материал, будучи насыщен водородом, теряет свою термодинамическую стабильность и переходит в неравновесное состояние. При низких температурах твердый раствор внедрения $Sm_2Fe_{17}H_x$ существует в неравновесном или метастабильном состоянии. При повышенных температурах ($T > (0,20-0,45)T_m$), когда становится возможна диффузия больших атомов материала, возникает диффузионное превращение, в результате которого образуется гидрид самария и α -железо.

Данный многофазный сплав может испытывать обратное фазовое превращение при удалении водорода при повышенных температурах и переходить в свое начальное монофазное состояние. Детальное изучение механизма, кинетики и морфологии фазовых превращений данного класса является важной задачей водородной обработки материалов, решение которой позволит контролировать их микроструктуру и свойства.

В работе исследована кинетика индуцированных водородом прямого и обратного фазовых превращений в магнитомягком сплаве Sm_2Fe_{17} в интервале температур 320–750°C и давлении водорода 0,1 МПа. Установлено, что с повышением температуры скорость протекания данных превращений значительно увеличивается. Анализ в рамках теории Джонсона–Мела–Аврами показал, что прямые и обратные превращения в сплаве Sm_2Fe_{17} развиваются по механизму зарождения и роста.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ НАБЛЮДЕНИЕ ТЕРМО-БАРО-УПРУГО-ДИФФУЗИОННОГО РАВНОВЕСИЯ α - И β -ФАЗ ПРИ ГИДРИДНОМ ФАЗОВОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СИСТЕМЕ ПАЛЛАДИЙ-ВОДОРОД

Жиров Г. И., Гольцова М. В.

Донецкий государственный технический университет, Донецк, Украина,
goltsov@physics.dgtu.donetsk.ua

Академиком Г.В. Курдюмовым было предсказано, а затем экспериментально подтверждено (совместно с Л.Г. Хандросом) явление термоупругого равновесия превращающихся фаз при бездиффузионных превращениях [1].

В работе [2] было обосновано, что гидридные превращения имеют диффузионно-кооперативную природу и, соответственно, в системах металл–водород может иметь место термо-баро-упруго-диффузионное (ТБУД) равновесие превращающихся α - и β -фаз.

При исследовании прямых гидридных $\alpha \rightarrow \beta$ превращений в системе Pd–H с помощью методики оптической видео-микроскопии *in situ* нами экспериментально изучено ТБУД-торможение и ТБУД-равновесие превращающихся α - и β -фаз.

Образец палладия с подготовленным металлографическим шлифом помещали в рабочую камеру водородо-вакуумной установки, которую затем вакуумировали и нагревали до 350 °С. После этого в рабочую камеру напускали водород со скоростью 0,1–0,2 МПа/мин до давления 1,6 МПа. Процесс сорбции водорода образцом контролировали по изменению электросопротивления. Одновременно проводили наблюдение в оптический микроскоп и видео-регистрацию поверхности образца при помощи видеокамеры «Samsung». При $T = 350$ °С и $P_{H_2} = 1,6$ МПа образец выдерживали до полной стабилизации его электросопротивления, а затем охлаждали в водороде со скоростью 2–3 °С/мин. При этом поверхность образца оставалась неизменной. При приближении к критической точке ($T_{кр} = 277$ °С, $P_{H_2} = 1,6$ МПа) скорость охлаждения была снижена до 1 °С/мин, и фигуративная точка образца пересекла границу двухфазной ($\alpha + \beta$)-области в условиях, приближенных к равновесным. Далее, при переохлаждении на 9 °С в левой нижней части шлифа было зарегистрировано зарождение и рост массивного выделения новой гидридной β -фазы. Охлаждение было остановлено и далее превращение развивалось в изотермических и изобарических условиях. Рост массивного гидрида постепенно затормаживался (ТБУД-торможение), а затем полностью прекратился (ТБУД-равновесие). После прекращения роста массивный гидрид «выбросил» игловидный отросток, который в дальнейшем быстро разрастался и переформировался в массивное выделение – единое целое с материнским массивным гидридом.

По окончании эксперимента был осуществлен детальный компьютерный покадровый анализ видеозаписи, который показал, что длительность ТБУД-равновесия составила около 1 секунды. Скорость роста выброшенного игловидного отростка на начальных этапах более чем на порядок превосходила скорость роста массивного материнского гидрида. При этом рост игловидного выделения осуществлялся ступенчато, путем достижения очередных локальных ТБУД-равновесий и последующих их срывов.

1. Курдюмов Г.В., Хандрос Л.Г. О “Термоупругом” равновесии при мартенситных превращениях// Доклады АН СССР. 1949. Т. 66. №2. С. 211-214.
2. Гольцов В.А.. О природе диффузионно-кооперативных (гидридных) превращений// Изв. Вузов. 1987. №1. С. 88-96.

ВЛИЯНИЕ РАСТВОРЕННОГО ВОДОРОДА НА ЭВОЛЮЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ ПРИ СМЕШАННОЙ МОДЕ НАГРУЖЕНИЯ

Карпинский Д. Н., Санников С. В.

Ростовский государственный университет, Ростов-на-Дону,
karp@math.rsu.ru

В работе получены оценки влияния растворенного водорода в объемно-центрированном кубическом кристалле на эволюцию пластической деформации у вершины трещины. Ранее [1] расчет был выполнен для трещины растяжения в плоскости скола {001}, система легкого скольжения $\langle 111 \rangle \{110\}$. Для физики прочности представляет интерес обобщение полученных результатов на случай смешанной моды (моды I и II) нагружения кристалла с трещиной в условиях плоской деформации. Актуальность исследования роста трещины в этих условиях связана с конкуренцией между разрушением сколом при растяжении и вязким разрушением при сдвиге, которая определяет явление вязко-хрупкого перехода [2]. Пластическая деформация обусловлена движением дислокаций по плоскостям легкого скольжения при совместном действии тепловых флуктуаций и сдвигового напряжения. Расчет выполнен для различных плоскостей скола, систем легкого скольжения и соотношений внешних нагрузок растяжения и сдвига. В результате расчета получены временные распределения пластической деформации, эффективного сдвигового напряжения, коэффициента интенсивности напряжения (КИН) и ориентации направления роста трещины при монотонном нагружении кристалла до заданного предела и дальнейшего процесса релаксации до установления равновесия распределений при постоянной величине внешней нагрузки. Для вычисления предполагаемого направления роста трещины использовались критерии максимума тангенциального напряжения и минимума плотности энергии деформирования [2]. Обнаружена существенная зависимость эволюции распределения пластической деформации, КИН и направления возможного роста трещины от концентрации межузельных атомов водорода, кристаллографических параметров задачи и от соотношения мод I и II. Численные расчеты выполнены для кристалла α -Fe.

1. Карпинский Д.Н., Санников С.В. // Известия РАН. Серия физическая, 2005, т.69, вып.9, с.1385-1390.
2. Meggiolaro M.A., Miranda A.C.O., Castro J.T.P., Martha L.F. // Engng Fract. Mech., 2005. V.7. P.2647-2671.

О ПРИРОДЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ НА МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ЦГК

Альшиц В. И., Даринская Е. В., Колдаева М. В., Петржик Е. А.

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва,
Alshits@ns.crys.ras.ru

Выполнено экспериментальное исследование влияния слабых электрических полей 0,25–20 кВ/м на магнитоэластический эффект в кристаллах NaCl и LiF с разной концентрацией примесей в интервале температур 77–293 К. Показано, что электрическое поле существенно влияет на подвижность краевых дислокаций только при включенном магнитном поле, не сказываясь на движении винтовых дислокаций. Электрическое поле, параллельное дислокациям или перпендикулярное их плоскости скольжения,

не влияет на подвижность также и краевых дислокаций. Обнаружено, что критическая частота ν_c вращения образцов в магнитном поле, пропорциональная обратному времени открепления дислокаций от парамагнитных центров в магнитном поле, не чувствительна к электрическому воздействию. С другой стороны, средняя длина пробега дислокаций и вероятность их старта в магнитном поле резко увеличиваются как с ростом электрического поля, так и с увеличением температуры, демонстрируя термоактивную зависимость типа $\exp[-(U_0 - \gamma E)/kT]$, где $U_0 \approx 0,2$ эВ. Контрольные опыты, в которых электрическое поле заменялось механическим напряжением σ , продемонстрировали очень слабую (отнюдь не экспоненциальную) зависимость $l(\sigma)$. С другой стороны, оценка показывает, что при использованных электрических полях их механическое воздействие на заряженные дислокации, по меньшей мере, на порядок уступает механическим напряжениям в контрольных опытах. Таким образом, роль электрического поля не сводится к силовому воздействию на заряженные дислокации. С учетом экспериментально установленной независимости критической частоты ν_c от поля E последнее не оказывает влияния и на элементарный акт спиновой эволюции в системе дислокация–парамагнитный центр. По нашему мнению, причина сильного влияния электрического поля на магнитопластический эффект связана с электромиграционным захватом электрона двухвалентными примесными ионами типа Ca^{++} или Mg^{++} в ядре дислокации, что превращает их в парамагнитные центры, способные к спинселективной реакции в магнитном поле.

ПРОЯВЛЕНИЕ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В МОНОКРИСТАЛЛАХ ГИДРОФТАЛАТОВ ЩЕЛОЧНЫХ МЕТАЛЛОВ

Колдаева М. В., Турская Т. Н., Даринская Е. В., Альшиц В. И.

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва,
mkoldaeva@ns.crys.ras.ru

Магнитопластический эффект в кристаллах гидрофталатов щелочных металлов, таллия и аммония проявляется в изменении микротвердости после пребывания кристалла в магнитном поле 0,2–2 Тл. Знак эффекта зависит от кристаллографической плоскости, на которой проводятся испытания. Так, после выдержки образца в магнитном поле микротвердость грани (010), являющейся плоскостью спайности, уменьшается, а микротвердость грани (100) увеличивается. Эффект наблюдается во всем ряду безводных кислых солей фталиевой кислоты (MeAP , $\text{Me} = \text{K}, \text{Rb}, \text{Cs}, \text{NH}_4, \text{Tl}$). Влияние магнитного поля максимально сразу после воздействия, в течение нескольких суток происходит медленная релаксация и на 7–8 сутки микротвердость возвращается к исходной величине. Эффект полностью воспроизводится после релаксации. Влияние величины магнитной индукции на микротвердость КАР носит нелинейный характер. Относительное изменение (уменьшение) микротвердости грани (010) увеличивается с ростом магнитной индукции в диапазоне 0,2–1,3 Тл до 12–15% от исходной величины. При полях менее 0,2–0,3 Тл микротвердость не меняется в пределах точности эксперимента. При полях, больших 1,3 Тл, изменения микротвердости постепенно уменьшаются до 5%, и это значение постоянно вплоть до 2 Тл. Аналогичная зависимость, но с противоположным знаком и менее выраженным максимумом, наблюдается и на грани (100). Микротвердость на грани (010) кристаллов КАР после пребывания их в магнитном поле 0,9 Тл уменьшается с увеличением времени экспозиции и при $t > 5$ мин достигает насыщения, уровень которого на ~12% меньше исходной величины.

Корреляция между величиной эффекта и ионным радиусом катиона или его массой не выявлена. Также, практически нет зависимости изменения микротвердости после магнитной обработки от количества примеси железа в кристаллах КАР в диапазоне $2 \times 10^{-4} - 2 \times 10^{-3}$ вес.%. В то же время, наблюдается связь величины эффекта и ориентации кристалла КАР в магнитном поле, причем при $\mathbf{B} \parallel x$, магнитное поле не влияет на микротвердость обеих граней (010), (100). В кристаллах КАР максимальная проекция межмолекулярной водородной связи соответствует именно направлению x , а замена участвующего в ней атома водорода на атом дейтерия в кристаллах гидрофталата калия, выращенных из раствора D_2O , приводит к значительному снижению эффекта влияния магнитного поля на микротвердость. Отсутствие дислокационных розеток вокруг отпечатка индентора, разрушение образца по плоскостям спайности при испытаниях в деформационной машине и наблюдение упругой деформации методами внутреннего трения позволяют исключить дислокационные механизмы деформации в кристаллах гидрофталатов. Возможно, магнитное поле влияет на распределение электронной плотности в межмолекулярной водородной связи.

ТЕРМОАКТИВАЦИОННОЕ ДВИЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ InSb В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Альшиц В. И., Даринская Е. В., Петржик Е. А., Ерофеева С. А.*

*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва,
*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка,
petrzhik@ns.crys.ras.ru*

Обнаружено движение дислокаций в полупроводниковых кристаллах InSb под действием постоянного магнитного поля в отсутствие механической нагрузки. Получены зависимости среднего пробега дислокаций и относительного числа расходящихся и сходящихся полупетель от величины магнитной индукции и времени магнитной обработки.

Показано, что, в отличие от обычной подвижности дислокаций в кристаллах InSb, характеризуемой термоактивационной зависимостью скорости от температуры, $v \propto \exp[-U/kT]$, релаксационные перемещения дислокаций в тех же кристаллах, помещенных в магнитное поле в отсутствие внешней нагрузки, описываются более сложной температурной зависимостью. В исследованном интервале температур 120–250 °С зависимость $v(T)$ имеет тенденцию к спрямлению в координатах $\ln v \div 1/T$ лишь в «низкотемпературной» его части, а с ростом T быстро выходит на насыщение. Наблюдаемое уменьшение термочувствительности релаксационной подвижности дислокаций в магнитном поле при повышении температуры проинтерпретировано в рамках модели, описывающей отрыв дислокации от точечного дефекта как последовательность двух процессов: 1) магнитостимулированного понижения барьера $U \rightarrow U'$ (за время t_{sp} спиновой эволюции в системе) и 2) ожидания термической флуктуации (за время $t_{th} \propto \exp[U'/kT]$). Таким образом, при «низких» температурах $t_{th} \gg t_{sp}$ и суммарное время до отрыва $t_{th} + t_{sp} \approx t_{th}$, а при высоких температурах, напротив, $t_{th} \ll t_{sp}$ и $t_{th} + t_{sp} \approx t_{sp}$, т.е. движение становится атермичным. Показано, что эта модель хорошо описывает данные измерений и позволяет разделить эффекты. В частности, найдено понижение барьера в магнитном поле: от энергии активации $U = 0,8$ эВ при нагрузке 10 МПа и $B = 0$ до $U' = 0,25$ эВ при $B = 0,8$ Тл, в отсутствие внешней нагрузки.

ВЛИЯНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА Ni–Co–Al, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Козлов Э. В., Никоненко Е. Л., Попова Н. А., Конева Н. А., Колобов Ю. Р.*

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск;

**²Белгородский государственный университет, Белгород*

kozlov@tsuab.ru

Методами оптической, растровой и просвечивающей дифракционной электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа проведено изучение фазового и структурного состояния многокомпонентного сплава на основе Ni–Co–Al, содержащего также элементы Cr, Mo, Ti, Nb, суммарное количество которых не превышало 7 вес.%. Сплав находился в двух структурных состояниях: 1) после направленной кристаллизации (НК) и 2) после направленной кристаллизации и последующей ползучести в течение 100 часов при $T = 900$ °C и $\sigma = 100$ МПа.

В результате проведенных исследований установлено, что после НК фазовый состав исследуемого сплава представлен следующими фазами: хорошо упорядоченный твердый раствор (ТР) на основе ГЦК решетки со сверхструктурой $L1_2$, γ -фаза – неупорядоченный ГЦК ТР, β -фаза – упорядоченный ОЦК ТР со сверхструктурой B2 и ϵ -фаза – слабо упорядоченный ТР на базе ГПУ решетки со сверхструктурой $D0_{24}$. γ' -фаза присутствует в сплаве в виде двух модификаций: γ'_I – отдельно расположенные частицы, имеющие псевдокубoidalную форму (первый уровень), и γ'_{II} – кубоиды γ' -фазы (второй уровень), находящиеся в двухфазной смеси ($\gamma' + \gamma$) и разделенные прослойками γ -фазы. Средние размеры квазикубоидов первого уровня γ'_I составляют $31,8 \pm 0,05$ мкм. Квазикубоиды второго уровня γ'_{II} на порядок меньше (0,26 мкм). В сплаве после НК присутствуют дислокации. Дислокационная структура в квазикубоидах γ'_I представляет равномерное хаотическое распределение дислокаций, скалярная плотность которых не превышает $5 \cdot 10^{12}$ м⁻². В двухфазной смеси ($\gamma' + \gamma$) дислокации в основном находятся на межфазных границах γ'_{II} / γ . Их локальная плотность составляет величину $4 \cdot 10^{12}$ м⁻². Фазы β и ϵ присутствуют в сплаве в небольших количествах фазы. β -фаза обладает игольчатой формой и распределена внутри квазикубоидов γ'_I . Выделения ϵ -фазы имеют пластинчатый вид и также присутствуют внутри квазикубоидов γ'_I . Внутренне она двойникована.

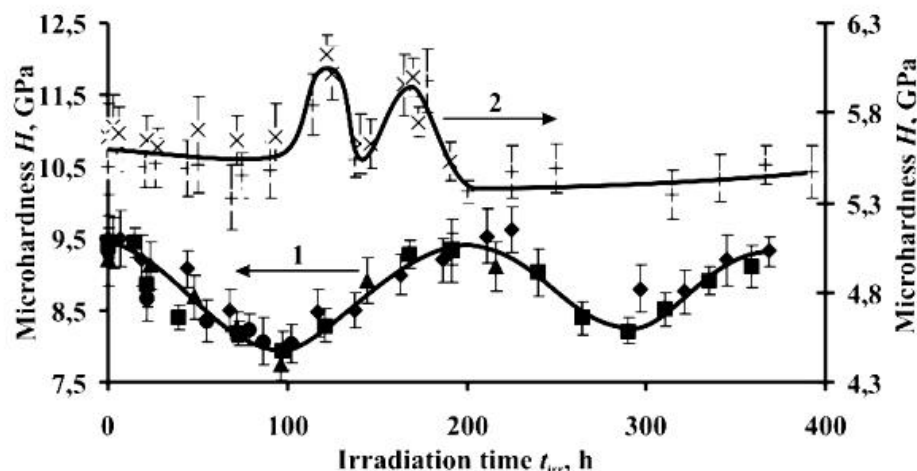
Испытания на ползучесть сопровождаются, во-первых, уменьшением объемной доли двухфазной смеси ($\gamma + \gamma'$), во-вторых, увеличением размера квазикубоидных частиц γ'_{II} и уменьшением размера частиц γ'_I , в-третьих, уменьшением ширины прослоек γ -фазы. В процессе ползучести имеет место фазовая перекристаллизация, которая является одним из механизмов ползучести. Фазовая перекристаллизация носит незавершенный характер в части первичных кристаллов γ' -фазы, имеет место распад с образованием γ -фазы, либо β - или ϵ -фазы. По-видимому, равновесие фаз $\gamma' - \gamma$ смещается в сторону большей доли γ' -фазы, а равновесия фаз $\gamma' - \beta$ и $\gamma' - \epsilon$ – в противоположную сторону. Основным механизмом ползучести является дислокационная ползучесть, в которую активно участвует γ' -фаза. Плотность дислокаций в частицах γ' -фазы первого уровня после испытания на ползучесть $3,1 \cdot 10^{14}$ м⁻². Более высокое значение скалярной плотности дислокаций в двухфазной смеси указывает на большее сопротивление ползучести этого состояния. Естественно ожидать, что дополнительным механизмом торможения в двухфазной смеси является межфазная граница γ' / γ . Можно констатировать, что длительная ползучесть при 900 °C исследуемого сплава реализуется путем дислокационного скольжения, главным образом, в γ' -фазе.

О РОЛИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПОД ИНДЕНТОРОМ В ПРОЦЕССЕ РАДИАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ КРЕМНИЯ

Головин Ю. И., Дмитриевский А. А., Сучкова Н. Ю., Толотаев М. В.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов,
dmitr2002@tsu.tmb.ru

Облучение кремния заряженными частицами приводит к значительным изменениям его физических свойств. Интерес вызывает область малодозовых воздействий, где в последние годы были обнаружены аномальные изменения механических [1,2] характеристик Si, в частности, микротвердость H . Природа индуцируемых слабоинтенсивным облучением процессов, приводящих к немонотонным изменениям H кремния, остается до сих пор не выясненной. Величина H кремния, в основном, определяется подвижностью неравновесных точечных дефектов и фазовыми переходами под индентором [3]. Работа посвящена оценке роли фазовых переходов под индентором в радиационно-стимулированном изменении микротвердости монокристаллического кремния.



Экспозиция образцов F_z -Si в поле бета-частиц с интенсивностью потока $I = 10^5 \text{ cm}^{-2}\text{s}^{-1}$ приводит к немонотонному изменению H (кривая 1). Оценить роль фазовых превращений под индентором в процессе бета-стимулированного изменения микротвердости кремния позволяют следующие рассуждения. Облучение образцов GaAs с интенсивностью $I = 10^5 \text{ cm}^{-2}\text{s}^{-1}$ также приводит к немонотонному изменению микротвердости (кривая 2). Обсуждение причин качественного различия зависимостей $H(t_{irr})$ для образцов Si и GaAs выходит за рамки настоящей работы. Интерес представляет сам факт бета-стимулированного изменения микротвердости материала (GaAs) в котором, как известно [4], фазовых превращений под индентором не наблюдается. Следовательно, роль фазовых превращений под индентором в немонотонном разупрочнении кремния в условиях слабоинтенсивного облучения электронами не существенна. Таким образом, наблюдаемые изменения микротвердости кремния следует связывать с модификацией подсистемы неравновесных точечных дефектов.

1. G. Golan, E. Rabinovich, et. al., *Microelectronics Reliability*, **39**, 1497 (1999).
2. Ю.И. Головин, А.А. Дмитриевский, И.А. Пушнин, Н.Ю. Сучкова, *ФТТ*, **46**, 10, 1790 (2004).
3. Yu.I. Golovin, A.I. Tyurin, V.Ya. Farber. *Phil. Mag. A* **82**, 10, 1857 (2002).
4. I.V. Gridneva, Yu.V. Milman, V.I. Trefilov, *Phys. Stat. Sol. (a)*, **14**, 177, (1972).

ОТКЛИК ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ АМОРФНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe–Ni–В ПРИ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Глезер А. М., Пермякова И. Е., Манаенков С. Е.

Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва,
glezer@imph.msk.ru

В настоящее время большой научный интерес вызывает изменение физических свойств сплавов при переходе из аморфного в равновесное кристаллическое состояние. В данном случае материалами демонстрируется уникальный комплекс характеристик аморфно-кристаллического состояния. Кроме того, установление связи между структурными превращениями, реализующимися в процессе обработки аморфных сплавов (АС), и эволюцией свойств позволяет на новой основе прогнозировать их поведение, создавая предпосылки для эффективного применения.

В качестве объекта исследования использовали АС Fe₅₈Ni₂₅B₁₇, полученный методом спиннингования. Изотермически отожженные в вакууме в течение 1 ч образцы подвергали индентированию на микротвердомере ПМТ-3М для оценки трещиностойкости по методике [1]. Изучение структуры производили с помощью просвечивающей электронной микроскопии на тонких фольгах. Макроиспытанием на изгиб (U-методом) установлена температура отпускной хрупкости исследуемого сплава, которая составляет 573 К.

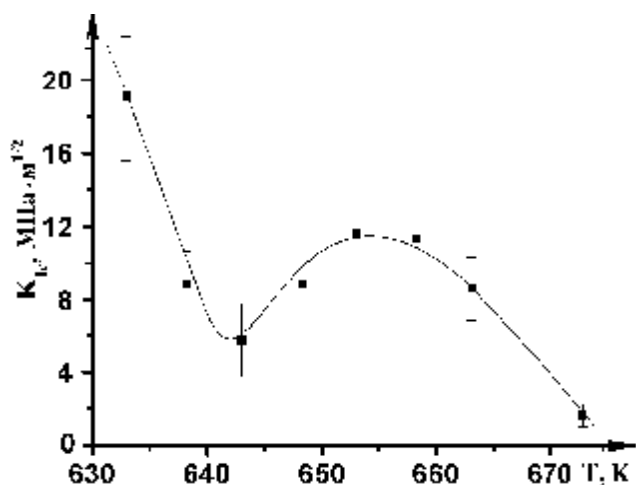


Рис. Характер изменения трещиностойкости в зависимости от температуры

При температуре 633 К обнаружены первые наночастицы α -фазы (60–70 нм), имеющие четкую огранку по плоскостям {100}. В узком температурном интервале перехода АС в кристаллическое состояние (633–673 К) наблюдается весьма специфическое поведение величины трещиностойкости (см. рис.). За резким ее спадом следует заметное возрастание параметра, после которого установлено вновь убывание K_{Ic} .

«Пластификация» при нанокристаллизации исследуемого АС, максимум которой приходится на температуру 653 К, обусловлена,

по-видимому, реализацией размерного эффекта – оптимальным распределением нанокристаллов характерного размера (110 нм) в аморфной матрице. Распространение трещин затрудняется, т.к. их развитие при «встрече» с каждой частицей имеет свою определенную ориентированность. Кроме того, вероятно, вступают в роль особые прочностные свойства наночастиц на данном этапе. Дальнейший спад трещиностойкости связан с появлением в структуре боридов и полной объемной кристаллизацией сплава.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 06-02-17075-а, 06-02-81031-Бел-а).

1. V.A. Feodorov, I.E. Permyakova, A.N. Kapustin / Assessment of mechanical characteristics of thin ribbons of amorphous metallic alloys at local loading // Proceedings of SPIE. 2006. V. 6253. P. 149-151.

МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ТРИПП-СТАЛЕЙ В ХОЛОДНОКАТАНОЙ ЛЕНТЕ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ В УПРУГОЙ ОБЛАСТИ И УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ.

Алексеева Л. Е., Баев А. С.*

ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва

* ОАО «КАМОВ»

Стали с нестабильным аустенитом (трипп-стали), содержащие 0,12–0,25%С, 14–15%Cr, 5%Ni, 3%Mo, 1%Mn, 0,6%Si используются в виде холоднокатаной ленты толщиной 0,3 мм для ответственных деталей авиационной техники, в частности, пластинчатых торсионов втулок несущих винтов вертолетов, претерпевающих в процессе эксплуатации воздействие циклических нагрузок в упругой области. Структура стали в ленте – аустенит + мартенсит деформации. Прочность этих сталей прямо пропорциональна количеству мартенсита деформации. При холодной прокатке стали 23X15H5CM3Г (ВНС-9Ш) (используемой в России) в зависимости от степени деформации может происходить фазовое превращение нестабильного аустенита γ в мартенсит γ - ϵ ; γ - ϵ - α ; γ - α с образованием α -мартенсита с ОЦК решеткой и ϵ -мартенсита с ГПУ решеткой, по-разному влияющими на сопротивление стали усталости. В стали 23X15H5CM3Г с микролегированием 0,013%Ti + 0,07%Ce, измельчающим исходное зерно аустенита в 2,5 раза по сравнению со сталью ВНС-9Ш (разработка ФГУП ЦНИИЧМ, патент N 22004622 .2002 г) происходит только γ - α превращение при прокатке. Ресурс холоднокатаной ленты определяется сопротивлением стали усталости.

Поведение этих сталей при усталости не изучено. В связи с обнаруженными фактами снижения ресурса промышленной холоднокатаной ленты толщиной 0,3 мм из стали ВНС-9Ш в настоящей работе рентгеноструктурным методом (дифрактометр ДРОН-3) исследованы: а) образцы, вырезанные из этой промышленной ленты, с исходным фазовым составом стали $\gamma + \epsilon + \alpha$ после усталостных испытаний на многоцикловую усталость (машина МИР-4, отнулевое циклическое растяжение при ассиметричном цикле напряжения $f = 26\text{с}^{-1}$ до базового значения усталостной долговечности 10^7 циклов, при амплитуде напряжения $550 \pm 400 \text{ Н/мм}^2$ статическая составляющая $\sigma_0 = \pm 550 \text{ Н/мм}^2$ и $\sigma_m = 1050 \text{ Н/мм}^2$); б) образцы ленты из стали 23X15H5CM3Г с микролегированием 0,013 %Ti + 0,07%Ce после аналогичных испытаний, но при двух уровнях статической составляющей напряжения $\sigma_0 = \pm 500 \text{ Н/мм}^2$ и $\sigma_0 = \pm 550 \text{ Н/мм}^2$, с исходной структурой $\gamma + \alpha$ -мартенсит деформации); торсионы из промышленной ленты стали ВНС-9Ш после стендовых испытаний (в условиях, приближенных к эксплуатации). В результате рентгенографирования областей галтели (где нет нагружения), рабочей части и изломов образцов, а также участков по торсиону и исходной ленте определяли фазовый состав – количество γ - и ϵ , α -мартенсита; средний уровень внутренних микронапряжений – по ширине интерференционных линий (311) γ и (211) α -фаз, их локальную концентрацию (микронапряжения в местах локальных « пиков», на несколько порядков меньших размера зерна) – по «хвостам» дифрактограмм, а также плотность дислокаций в аустените. По поверхности ленты из стали ВНС-9Ш выявлена неоднородность распределения количества γ , ϵ , α фаз и их структурного состояния, а на вероятностной кривой усталостного разрушения – аномальный пик при 10^5 циклов при усталостных испытаниях на базе 10^7 циклов.

Установлено, что сопротивление усталостному разрушению холоднокатаной стальной ленты (усталостная долговечность) зависит от исходного фазового состава стали, внутренних микронапряжений и однородности их распределения. Исходная

структурная неоднородность стали по ленте наследуется при усталости. После усталостных испытаний от 10^4 до 10^7 циклов образцов ленты из стали ВНС-9Ш наблюдается относительный прирост количества ϵ -мартенсита с максимумом в области $2 \times 10^4 - 10^5$ циклов до 75%, а также монотонный прирост, соответственно, от 10 до 90% α -мартенсита; в торсионках, имевших исходную структуру $\gamma + \epsilon + \alpha$, после стендовых испытаний (при сложно-напряженном состоянии) структура становится $\gamma + \alpha$. Относительный прирост α – от 40 до 60%. В микролегированной стали 23X15H5CM3Гс исходной $\gamma + \alpha$ структурой также дополнительно возрастает количество α и, соответственно, уменьшается процент исходной γ -фазы. С увеличением прироста % α происходит релаксация микронапряжений в α -мартенсите (уменьшение ширины интерференционных линий (211) с 29 до 22 мрад) и их локальной концентрации – неоднородности распределения (от 55 до 20%). Повышение усталостной долговечности реализуется вследствие монотонного относительного прироста α -мартенсита. Максимум относительного прироста % ϵ (до 75%) (при незначительном приросте % α – до 15–20%) соответствует аномальному пику на вероятностной кривой усталостного разрушения, ему также соответствует возрастание уровня микронапряжений (ширины линии (211) $_{\alpha}$) и их локальной концентрации. ϵ -мартенсит провоцирует преждевременное разрушение ленты из стали ВНС-9Ш, так как затрудняет релаксацию микронапряжений. В исходном аустените сталей в ленте возрастает в несколько раз плотность дислокаций при циклическом нагружении как при одноосном растяжении, так и при сложнонапряженном состоянии стендовых испытаний, приближенных к условиям эксплуатации. Это свидетельствует о накоплении дефектов кристаллического строения и о протекании микропластической деформации. Микропластическая деформация инициирует дополнительное мартенситное превращение. Его возникновение вследствие циклического нагружения в упругой области зависит от уровня внешнего напряжения: при небольших напряжениях имеет место подготовительная стадия – накопления дефектов кристаллического строения в исходном аустените и мартенсите. Об этом свидетельствует возрастание ширины интерференционных линий, плотности дислокаций – после усталостных испытаний при $\sigma_0 = \pm 500 \text{ Н/мм}^2$ – ленты из стали 23X15H5CM3Г с добавкой (0,013% Ti + 0,07% Се); при повышении σ_0 до $\pm 550 \text{ Н/мм}^2$ происходит γ - α мартенситное превращение, сопровождающееся релаксацией микронапряжений путем микропластической деформации. Далее, при исчерпании исходной γ -фазы, происходит релаксация микронапряжений путем образования и раскрытия микротрещины. В изломе образцов определяется 93–97% α -фазы, микронапряжения сняты.

В процессе воздействия циклического нагружения в упругой области трип-стали с исходной структурой аустенит + мартенсит деформации происходит дополнительное фазовое превращение нестабильного аустенита γ - α ; γ - ϵ или γ - ϵ - α в зависимости от количества, типа мартенсита в исходном состоянии.

Для реализации высокой усталостной долговечности холоднокатаной ленты из стали ВНС9-Ш должно быть подавлено γ - ϵ превращение и стимулировано γ - α превращение путем создания в ленте после прокатки 50–60% α при оптимальной степени деформации, а также структурной однородности путем оптимизации технологии.

Средняя усталостная долговечность стали 23X15H5CM3, микролегированной 0,013Ti + 0,07% Се, с мелким зерном ($D = 12-14 \text{ мк}$), с исходной структурой $\gamma + \alpha$ и высокой ее однородностью в 7 раз выше, чем для стали ВНС-9Ш при увеличении пределов прочности σ_b на 15, текучести $\sigma_{0,2}$ и пропорциональности $\sigma_{0,02}$ – на 30–55% при $\delta = 25-27\%$.

МАГНИТОМЕХАНИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И ОСОБЕННОСТИ ЕГО РЕЛАКСАЦИИ В КРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ

Макара В. А., Стебленко Л. П., Кольченко Ю. Л., Науменко С. Н., Курилюк А. Н.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина
yu_l_kolchenko@univ.kiev.ua

В существующих в литературе обзорах [1, 2], посвященных влиянию слабых магнитных полей (МП) на физические характеристики диамагнитных кристаллов, предполагается, что слабое МП способно изменить свойства немагнитных кристаллов, благодаря наличию в них структурных дефектов, а также благодаря изменению при магнитном влиянии характера взаимодействия дефектов. В [3] нами было выявлено, что под влиянием слабого ($B = 0,17$ Тл) МП в кристаллах кремния наблюдается изменение (уменьшение) микротвердости, которое можно классифицировать как магнитомеханический эффект (ММЭ). Было также установлено, что ММЭ со временем релаксирует (время релаксации ~ 72 часа).

Опираясь на доказательства, имеющиеся в литературе, нами был предложен механизм ММЭ, суть которого состоит в следующем. Стимулированный магнитным полем разрыв химических связей в кислородных квазимолекулах Si–O–Si и в SiO_x-преципитатах, а также появление при действии МП диффузионной неустойчивости в кристаллах кремния приводят к протеканию междефектных реакций, следствием которых является образование А-подобных дефектов, т.е. комплексов типа «кислород-вакансия». За счет этого процесса в поверхностных слоях Si снижается концентрация вакансий и компенсируются упругие напряжения сжатия. Нивелирование упругих напряжений сжатия приводит к уменьшению микротвердости, т.е. к появлению ММЭ. Релаксация ММЭ обусловлена, на наш взгляд, распадом А-подобных дефектов на межузельный кислород и вакансии, постепенным восстановлением вблизи поверхности исходной концентрации вакансий и, соответственно, восстановлением начального значения микротвердости.

Цель настоящей работы заключалась в экспериментальном исследовании закономерностей релаксации выявленного в [3] ММЭ. Нами было установлено, что процесс релаксации ММЭ замедляется и даже замораживается в результате влияния воды на обработанные в МП кристаллы кремния. Согласно нашим предположениям, вызванная магнитной обработкой активация приповерхностных слоев Si и соответствующие ей процессы адсорбции приводят к появлению на поверхности гидроксильных групп и водородосодержащих комплексов, которые входят в состав водных растворов. Эти группы и комплексы связывают как А-подобные комплексы, так и свободные вакансии и межузельные атомы кислорода, образующиеся после распада метастабильных А-подобных дефектов. Последнее приводит к формированию «новой» примесно-дефектной структуры, которая, в отличие от А-подобных дефектов, уже не является метастабильной. В связи с этим процесс релаксации ММЭ замедляется и замораживается. Таким образом, в работе экспериментально развита концепция управления характером релаксации ММЭ с использованием явления активации в магнитном поле поверхностных физико-химических свойств, в частности, адсорбции.

1. Головин Ю.И. // Физика твердого тела, 2004. Т.46. №5. С.769-803.
2. Моргунов Р.Б. // Успехи физических наук, 2004. Т.174. №2. С.131-153.
3. Макара В.А., Стебленко Л.П., Кольченко Ю.Л., Науменко С.М., Патран О.А. // Металлофизика и новейшие технологии, 2005. Т.27. №4. С.527-534.

ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТОМЕХАНИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА ПРИ РАДИАЦИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Макара В. А., Стебленко Л. П., Курилюк А. Н., Кольченко Ю. Л., Науменко С. Н.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина
yu_l_kolchenko@univ.kiev.ua

В последние годы интенсивно развиваются фундаментальные представления об управлении элементарными физическими процессами в твердых телах при помощи переориентации спинов, локализованных на дефектах кристаллической решетки. В наших предыдущих исследованиях [1] было показано, что действие слабого ($B = 0,17$ Тл) постоянного магнитного поля (МП) на кристаллы кремния вызывает заметные ($20 \div 25\%$) изменения микротвердости и, тем самым, стимулирует появление в указанных кристаллах магнитомеханического эффекта (ММЭ). Было установлено также, что ММЭ через некоторое время (~ 72 часа) релаксирует.

В данной работе впервые на кристаллах кремния исследуются эффекты изменения микротвердости при комбинированном влиянии на кристаллы Si слабого постоянного МП (время воздействия которого длилось 7 суток) и последующего после завершения магнитной обработки (МО) воздействия на эти кристаллы радиационного облучения. При этом исследовались две группы образцов Si. В первую группу входили образцы Si, которые после МО подвергались облучению γ -квантами. В качестве источника излучения γ -квантов для первой группы использовался препарат на основе радионуклида ^{207}Bi . Во вторую группу входили образцы кремния, которые после магнитного влияния были подвергнуты воздействию относительно малых доз нейтронного облучения (поток нейтронов $\sim 10^{14}$ см $^{-2}$). В работе установлено, что оба вида радиационного облучения изменяют скорость релаксации ММЭ. При этом наблюдается не только более инерционный процесс релаксации ММЭ, но и появляется остаточный ММЭ, который не исчезает в течение длительного времени (рис.).

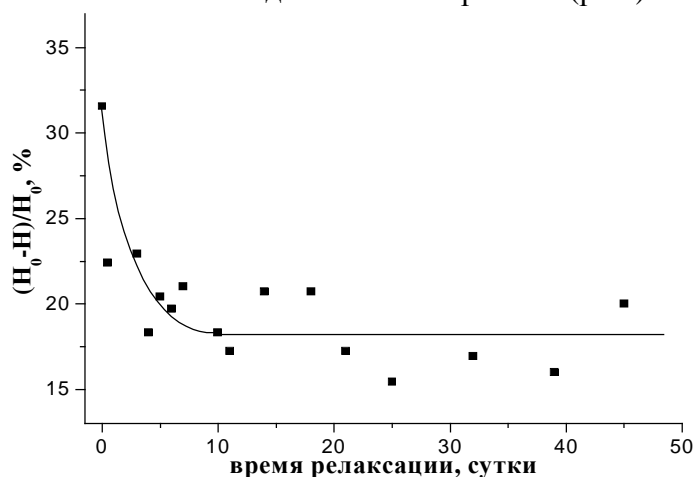


Рис. Релаксация ММЭ в образцах кремния:
 H_0 – микротвердость исходных (контрольных) образцов Si;
 H – микротвердость образцов Si после двойной обработки – магнитной и радиационной (излучение γ -квантов)

Проведенные исследования продемонстрировали чувствительность ММЭ к радиационному облучению. Таким образом, ММЭ может быть индикатором вклада дефектов различной природы (как образованных, так и модифицированных в результате комбинированного воздействия магнитной и радиационной обработок) в изменение микротвердости кристаллов кремния.

1. V.A.Makara, L.P.Steblenko, Yu.L.Kolchenko, S.M.Naumenko, O.A.Patran, V.M.Kravchenko, O.S.Dranenko. // Solid State Phenomena, 2005. Vols.108-109. PP.339-344.

ВЛИЯНИЕ УФ ИЗЛУЧЕНИЯ НА РЕЛАКСАЦИОННЫЙ РОСТ УПРУГОГО ДВОЙНИКА В ИСЛАНДСКОМ ШПАТЕ

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

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

Влияние ультрафиолетового излучения на свойства кристаллов представляет определенный интерес, как в научном плане, так и при решении прикладных задач.

Задача исследования: оценить влияние УФ излучения на релаксационный рост упругого двойника в оптически прозрачных кристаллах исландского шпата.

В исследованиях влиянию ультрафиолетового излучения на поведение статического “упругого” двойника в кристаллах исландского шпата сопоставляли релаксационное подрастание упругого двойника в облучаемых и не облучаемых кристаллах.

Упругий двойник в кристалле получали по методике Р.И. Гарбера. Образцы размером 18×12×13 мм выкалывали по плоскости спайности из крупных блоков. Две противоположные грани образцов шлифовывали перпендикулярно одной из плоскостей двойникования и направлению сдвига в ней. После этого воздействием сферического индентора $R = 1,5$ мм в кристалле зарождали упругий двойник нагрузкой ~8 кг. Нагрузку оставляли постоянной, а длину упругого двойника измеряли в течение нескольких часов, до тех пор, пока релаксационный рост двойника не прекращался. Зародившийся при этом упругий двойник просматривался в виде тонкого лепестка с интерференционной окраской.

В следующей серии экспериментов при прочих равных условиях кристалл с упругим двойником находился под воздействием УФ излучения. Для облучения монокристаллов ультрафиолетовыми лучами использовалась ртутно-кварцевая лампа ПРК-2. Температура образцов во время опытов контролировалась термопарой и оставалась постоянной $T = 293$ К. Используемые длины волн ультрафиолетового излучения находились в интервале $\lambda = 250\text{--}350$ нм.

Отмечено, что при воздействии УФ излучения релаксационное подрастание упругого двойника происходит на большую длину ~ на 25%.

Для исключения влияния нагрева кристаллов при УФ облучении исследовали релаксационный рост упругого двойника в кристаллах при температуре ~60°C. В этом случае релаксационное подрастание упругого двойника в пределах ошибки измерения соответствовало росту упругого двойника без УФ облучения.

Наблюдаемые закономерности в кристаллах исландского шпата при воздействии УФ излучения объяснены изменением состояния стопоров, препятствующих движению двойникообразующих дислокаций.

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

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДВОЙНИКОВАНИЯ ОЦК СПЛАВА Fe + 3,25%Si

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

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

Пластическая деформация кристаллов с различными типами решеток в определенных условиях: пониженные температуры, высокие скорости деформирования, как правило, сопровождается интенсивным механическим двойникованием, информация о влиянии которого на процесс разрушения интересна и крайне полезна.

Цель работы: установить влияние температуры, а также скорости нагружения на количественные характеристики двойникования, сопутствующего разрушению поликристалла Fe + 3,25%Si с различным набором зерен.

Для проведения исследований использовали два вида поликристаллического ОЦК сплава Fe + 3,25%Si, который хорошо двойникуется в широком интервале температур. В первой серии экспериментов около 80% всех зерен имели размер 0,1÷2,5 мм, во второй серии экспериментов – около 90% размер 1,5÷5,5 мм. Растяжение поликристаллических образцов, предварительно отшлифованных и отполированных с одной стороны, проводили на разрывной машине Instron 5565, при температурах от 77 до 370 К, со скоростями деформирования от $1,3 \cdot 10^{-2}$ до $6 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ для первой серии, и от $2,5 \cdot 10^{-3}$ до $3 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ – для второй серии.

Исследования показали, что в выбранном интервале температур с увеличением скорости деформирования и с понижением температуры количество двойников возрастает. Получена зависимость (общее количество двойников в рабочей области) от скорости деформирования образцов. Установлена некоторая критическая скорость $\dot{\epsilon}_{\text{кр}}$ (в нашем случае, при $T = 290 \text{ К}$, $\dot{\epsilon}_{\text{кр}1} \approx 2 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и $\dot{\epsilon}_{\text{кр}2} \approx 3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$, для первой и второй серий экспериментов, соответственно). При деформировании со скоростями $\dot{\epsilon} < \dot{\epsilon}_{\text{кр}}$ двойникование в образцах с отмеченным набором зерен не наблюдается. Для первой серии образцов, в отличие от второй, при одной и той же скорости относительной деформации количество двойников было заметно ниже, что связано, в первую очередь, с различием размеров зерен. На зависимости интенсивности двойникования от температуры наблюдался максимум, который с увеличением скорости деформирования смещается в область более высоких температур и чисел двойников. Однако наибольшему значению чисел двойников не всегда соответствует максимальная скорость нагружения. Например, при $T = 150 \text{ К}$ и скорости нагружения $\dot{\epsilon}_1 \approx 2 \cdot 10^1 \text{ с}^{-1}$ число двойников заметно меньше, чем при скорости $\dot{\epsilon}_2 \approx 4 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$.

В ряде образцов наблюдалась большая утяжка за счет скольжения, при отсутствии двойникования. Как правило, это связано с присутствием в рабочей зоне крупного зерна размером $\approx 7 \div 10 \text{ мм}$, которое, по-видимому, благоприятно сориентировано для деформирования (высокие значения фактора Шмида) и имеет более низкие напряжения скольжения в соответствии с зависимостью Холла–Петча.

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

ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АРМКО-ЖЕЛЕЗА ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ

Гаркушин Г. В., Разоренов С. В., Канель Г. И., Скакун С. Н.

Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка,

Целью данной работы является изучение влияния температуры на полиморфные превращения в армко-железе после термической обработки и интенсивной пластической деформации. Кроме того, изучалось влияние температуры на его упруго-пластические и прочностные свойства.

В работе исследовались образцы армко-железа в отожженном, не отожженном и субмикроструктурном состоянии (после всесторонней объемнойковки). Нагружение образцов осуществлялось путем соударения алюминиевой пластины толщиной 2 мм, разогнанной до скорости 1,9 км/с с помощью специальных взрывных устройств [1].

Характер деформирования и разрушения, а также количественные характеристики процесса: давление фазового перехода, динамический предел упругости, откольная прочность, скорость деформирования перед разрушением – определялись из анализа профилей скорости свободной поверхности образцов (рис. 1), непрерывная регистрация которых в процессе нагружения осуществлялась с помощью лазерного интерферометра “VISAR” [1]. Эксперименты проводились в интервале температур от 20 до 580 °С.

На полученных профилях скорости свободной поверхности образцов армко-железа (рис.1) фиксируется выход упругого предвестника на уровне скорости 100–150 м/с, а при достижении скорости ≈ 650 м/с происходит расщепление пластической ударной волны на две вследствие фазового α - ϵ превращения. В об-

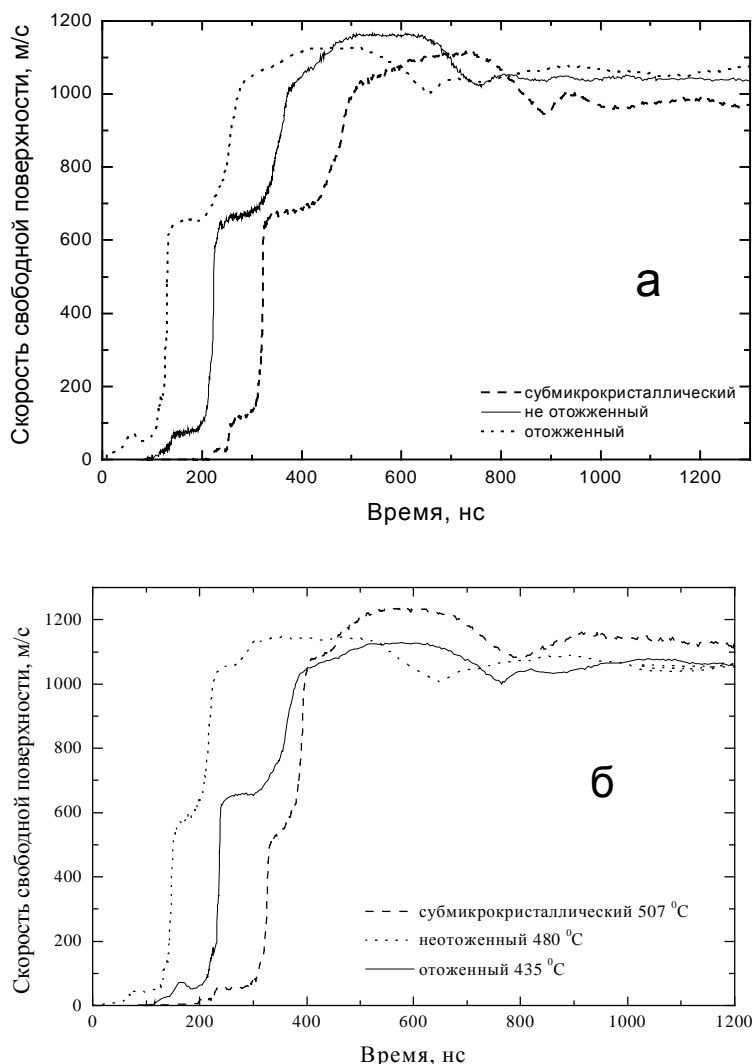


Рис. 1. Профили скорости свободной поверхности образцов армко-железа при различных температурах: а) при комнатных, б) при повышенных .

ласти разгрузки фиксируется откольное разрушение металла с образованием откольной пластины, в которой происходит многократная реверберация откольного импульса.

Из рис. 1а видно, что максимальные значения давления упруго-пластического перехода и давления ($P_{\alpha-\epsilon}$) превращения наблюдается в экспериментах с образцами после интенсивной пластической деформации, а наименьшие значения у отожженного образца. Увеличение температуры (рис. 1б) приводит к снижению $P_{\alpha-\epsilon}$ фазового превращения у всех испытуемых образцов. Увеличение температуры образцов приводит к незначительному уменьшению динамического предела упругости, при этом откольная прочность образцов практически не изменяется.

Таким образом, проведенные измерения выявили влияние внутренней структуры и температуры на давление $P_{\alpha-\epsilon}$ полиморфного превращения армко-железа.

1. Канель Г.И., Разоренов С.В., Уткин А.В., Фортон В.Е. Ударно-волновые явления в конденсированных средах. М.: Янус-К. 1996

РОСТ ЗЕРЕН В МАТЕРИАЛАХ С ПОДВИЖНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ВТОРОЙ ФАЗЫ

Новиков В.Ю.

МИСИС, Москва

Процесс роста зерен контролируемый частицами, которые способны двигаться вместе с границами зерен, исследован методом численного моделирования. Рассмотрены два наиболее типичных случая исходного расположения частиц: они находятся на границах зерен или распределены равномерно по объему материала. Показано, что в обоих случаях подвижные частицы тормозят рост зерен, причем этот эффект проявляется уже их при объемной доле $< 0,001$. В первом случае кинетика роста описывается законом $D^n - D_0^n \cong kt$ с показателем $n = 3$. Это хорошо согласуется с экспериментальными данными по росту зерен в спеченных материалах, где роль подвижных частиц играют поры на границах зерен. Тормозящий эффект равномерно распределенных подвижных частиц еще сильнее, поскольку мигрирующие границы захватывают из пройденного объема дополнительное количество частиц. В результате показатель степени n оказывается больше 3, причем его величина увеличивается с увеличением как объемной доли, так и размера частиц. Эти результаты позволяют по-новому толковать экспериментальные данные по зависимости n от температуры отжига в сплавах промышленной чистоты. Поскольку в реальных материалах, наряду с неподвижными, всегда присутствуют и подвижные частицы, кинетика роста зерен должна определяться и теми, и другими, что до сих пор совершенно не учитывалось.

СТРУКТУРА И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Иванов М. Б., Колобов Ю. Р., Вершинина Т. Н., Мишин И. П.*

*Центр наноструктурных материалов и покрытий, Белгородский госуниверситет,
Белгород,*

Kolobov@bsu.edu.ru

** Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,*

Ivanov.Maxim@bsu.edu.ru,

Титан и его сплавы находят все более широкое применение в современной авиакосмической технике, медицине, судостроении и автомобильной промышленности. Широкое распространение титановых сплавов ограничено высокой стоимостью сырья и трудоемкостью обработки материалов на основе титана. Одним из возможных решений задачи удешевления продукции из титана и его сплавов является формовка изделий в режиме сверхпластичности. В настоящей работе приводится состояние разработки нового способа формирования ультрамелкозернистой структуры в крупногабаритных заготовках сплава ВТ6 путем разностороннего прессования в сочетании с обратимым легированием водородом и результаты аттестации структуры и механических свойств титанового сплава ВТ6 с ультрамелким зерном. Показана возможность реализации низкотемпературной и высокоскоростной сверхпластичности в ультрамелкозернистом сплаве.

Методами оптической металлографии, рентгенофазового анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии проведено экспериментальное исследование структурно-фазовых превращений при термомеханической обработке исследуемого сплава, легированном водородом, а также сплава в ультрамелкозернистом состоянии после указанных обработок.

В результате термомеханической обработки сплава ВТ6 в сочетании с обратимым легированием водородом получена однородная по сечению образца микроструктура со средним размером зерен порядка 0,5 мкм. Исследуемый материал после указанной обработки имеет предел текучести порядка 1300 МПа, предел прочности 1360 МПа, деформация до разрушения сохраняется на уровне 12–14 %.

Показано, что сплав ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой, сформированной указанным методом, демонстрирует уникальные сверхпластические свойства. При температурах выше 850 К предел прочности сплава ВТ6 с ультрамелкозернистой структурой резко снижается, а деформация до разрушения возрастает. При температуре испытания 1023 К пластичность сплава превышает 1300 %.

ФАЗЫ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ В ДИНАМИЧЕСКИХ НАНОКОНТАКТАХ

Головин Ю. И., Коренков В. В.

Тамбовский государственный университет, Тамбов

golovin@tsu.tmb.ru

Механические свойства материала в динамических наноконтактах существенно отличаются от объемных свойств и могут играть определяющую роль в процессах тонкого помола, точной механической обработки, абразивного износа и т.д. Физические явления в элементарных микро- и наноконтактах в этих процессах включают в себя множество новых явлений, не учитывавшихся в макроскопических теориях этих процессов, в том числе, и фазовые переходы (ФП), обусловленные высокими давлениями и сдвиговыми напряжениями в пятнах контакта. При контактном нагружении пластическое течение, полиморфные превращения и квазихрупкое разрушение (зарождение и развитие микротрещин) в пятнах динамического контакта субмикронных размеров могут протекать одновременно. В совокупности это способно существенно повлиять на эксплуатационные характеристики материала. В связи с этим, особую актуальность приобретает нахождение границ масштабной инвариантности механических свойств и определение условий и режимов, при которых происходит изменение характера и причин механического поведения материала в области малых размеров зоны деформирования.

В данной работе исследовано влияние индуцируемых в отпечатке ФП на механические характеристики ковалентных кристаллов (кремний), циркониевых керамик (PSZ и TZP), квазикристаллов (Y–Mg–Zn) и интерметаллидов (TiNi) в пятнах контакта субмикронных размеров (глубиной $h \sim 0,1-1$ мкм). Исследования проводились с помощью атомного-силового микроскопа Solver LS, динамического нанотестера Shimadzu DUN-W201E и нанотестера оригинальной конструкции, имевшего рекордное время дискретизации отсчетов 50 мкс.

Фазовые переходы регистрировались по скачкам на разгрузочной ветви и гистерезису между кривыми разгрузки и нагружения последовательных циклов многократного нагружения. Выявлены критерии, с учетом которых площадь гистерезисных петель может характеризовать объемную долю новой фазы, индуцированной на дне отпечатка. Установлено, что пороговое давление ФП в циркониевых керамиках уменьшается с ростом длительности контактного взаимодействия. Одновременно возрастает доля мартенситной фазы в отпечатке. Выход мартенсита уменьшался на $\sim 70\%$ с ростом скорости нагружения от 1 до $2 \cdot 10^3$ мН/с. При тех же длительностях нагружения происходит и стабилизация динамической твердости как PSZ, так и TZP керамик. Исследована статистика образования фаз высокого давления в кремнии при одинаковых условиях нагружения. Установлено, что при доминировании аморфного кремния в остаточном отпечатке его твердость наиболее велика, а модуль упругости – минимален. В работе анализируются и другие свидетельства того, что на микро- и наномасштабном уровне размеров пятен контакта, индуцируемые контактным давлением ФП оказывают существенное влияние на пластические свойства материалов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 06-02-96316).

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 20X2H4A В РЕЗУЛЬТАТЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ

Малиновская В. А., Попова Н. А., Козлов Э. В.

*Томский государственный архитектурно – строительный университет,
Томск*

Целью настоящей работы было изучение структурно-фазового состояния образцов конструкционной стали 20X2H4A мартенситного класса, прошедшей процесс нитроцементации при 920 °С в промышленных условиях. Изучение тонкой структуры и фазового состава стали проводилось методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии на тонких фольгах с применением электронных микроскопов «ЭМ –125» и «ЭМ–125К» при ускоряющем напряжении 125 кВ. Тонкую структуру и фазовый состав нитроцементованного образца стали исследовали на поверхности и на глубине около 2 мм от нее.

Нитроцементация приводит к существенным качественным и количественным изменениям структуры стали. Наряду с α -фазой в кристаллической структуре матрицы присутствует γ -фаза. Структура α -фазы представляет собой смесь трех морфологических составляющих: пакетного (реечного) отпущенного мартенсита, низкотемпературного пластинчатого отпущенного мартенсита и верхнего бейнита. Во всех морфологических составляющих α -фазы внутри кристаллов отпущенного мартенсита располагаются частицы легированного цементита $(Fe,Cr)_3C$, имеющие игольчатую форму. Объемная доля цементита в различных составляющих α -фазы различна: самые крупные находятся в пластинах верхнего бейнита, мелкие – в пакетном мартенсите. Во всех морфологических составляющих α -фазы присутствуют карбонитриды типа $M_2(C,N)$ и $M_{23}(C,N)_6$. Частицы $M_2(C,N)$ во всех составляющих α -фазы находятся на дислокациях, имеют округлую форму. Частицы $M_{23}(C,N)_6$ значительно крупнее и имеют прямоугольную форму. На расстоянии примерно 2 мм от поверхности материала в структуре стали зерна γ -фазы отсутствуют; γ -фаза присутствует в виде прослоек остаточного аустенита, расположенных по границам мартенситных кристаллов и внутри мартенситных и бейнитных пластин. Матрица стали представлена исключительно α -фазой: отпущенный мартенсит и верхний бейнит. При этом отпущенный мартенсит находится в трех морфологических модификациях: пакетный, пластинчатый низкотемпературный и пластинчатый высокотемпературный мартенсит. Внутри кристаллов отпущенного мартенсита так же, как и на поверхности, присутствуют выделения цементита $(Fe,Cr)_3C$, имеющие игольчатую форму. Размеры частиц $(Fe,Cr)_3C$ практически такие же, как и на поверхности материала, но плотность их распределения ниже, следовательно, и их объемная доля также меньше, чем в соответствующих кристаллах α -фазы, находящихся на поверхности. Карбонитриды типа $M_2(C,N)$ и $M_{23}(C,N)_6$, как и на поверхности материала, присутствуют во всех морфологических составляющих α -фазы. Форма частиц и места расположения такие же, как и на поверхности, однако размеры частиц, плотность распределения и объемные доли несколько ниже.

Исследования структуры и фазового состава образцов стали 20X2H4A показали, что по мере удаления от поверхности вглубь состояние материала изменяется.

ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ЧУГУННЫХ ВАЛКАХ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ УПРОЧНЕНИИ

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

ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат». Новокузнецк,
chinokalov@zsmk.ru

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

Плазменная закалка боковых поверхностей бочки чугуновых валков значительно повышает их эксплуатационные свойства. Управление физической природой повышения стойкости валков, лежащей в основе разработки новых технологий и оптимальных режимов упрочнения, должно учитывать формирование и эволюцию структурно-фазовых состояний материалов на разных масштабных уровнях.

Целью настоящей работы являлось исследование структурно-фазового состояния валков, подвергнутых плазменной закалке, и выявление закономерностей изменения структуры материала на различных масштабных уровнях по мере удаления от поверхности обработки. В качестве материала исследования использовали валки диаметром 900 мм из чугуна марки СШХНФ следующего химического состава (вес.%): Fe-(3,3–3,5)C-(1,35–1,7)Si-(0,5–0,65)Mn-(0,2–0,4)Cr-(1,4–1,6)Ni-($<0,2$)P-($<0,02$)S.

Микродифракционный электронно-микроскопический анализ выявил присутствие в исследуемом материале следующих фаз: α -фаза (феррит, ОЦК кристаллическая решетка, твердый раствор углерода и легирующих элементов в кристаллической решетке на основе железа), γ -фаза (аустенит, ГЦК кристаллическая решетка, твердый раствор углерода и легирующих элементов в кристаллической решетке на основе железа), графит, карбид железа (цементит, орторомбическая кристаллическая решетка). Выявлен слоистый характер приповерхностной зоны материала, обусловленный формированием слоя кристаллизации расплава и слоя термического влияния. Обнаружено, что слой, формирующийся при кристаллизации расплава, имеет ярко выраженную столбчатую структуру, характерную для материалов, охлажденных при скоростях $\sim 10^6$ К/с. Показано, что фазовый состав и дефектная субструктура валка закономерным образом изменяются по мере удаления от поверхности обработки. В приповерхностном слое валка обнаружены структуры, образующиеся при высокоскоростных условиях нагрева и охлаждения стали и чугуна, и рассмотрены механизмы их формирования. На основании анализа структурно-фазового состояния поверхностного слоя валка установлено частичное обезуглероживание чугуна в условиях плазменной обработки.

Из рассмотрения структурно-фазового состава материала в зависимости от расстояния до поверхности плазменной обработки следует, что состояние слоя, лежащего за пределами зоны термического влияния, представлено зернами перлита пластинчатой и глобулярной морфологии (основным является перлит пластинчатой морфологии), зернами «псевдоперлита», зернами графита, глобулами цементита и зернами структурно свободного феррита, содержащими в небольшом количестве наноразмерные частицы цементита.

Слой, расположенный на глубине ~ 250 мкм (зона термического влияния), имеет более разнообразную структуру и состоит из набора следующих фаз: аустенита остаточного, мартенсита пластинчатого и мартенсита пакетного, перлита пластинчатого и глобулярного, глобул цементита и графита. Перлит, в большинстве случаев, находится на стадии термического разрушения. В объеме колоний перлита, претерпевших частичное превращение, протекавшее по схеме: $\alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C} \Rightarrow \alpha\text{-Fe} + \text{Fe}_3\text{C} + \gamma\text{-Fe} \Rightarrow \text{Fe}_3\text{C} + \gamma\text{-Fe}$

Fe + α -Fe (мартенсит), обнаружена своеобразная структура, характерная для высокоскоростных процессов, имеющих место при обработке стали и чугуна высокими энергетическими способами.

ВРЕМЕННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТИ СТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ

Микрюков В. Р., Юрьев А. Б., Иванов Ю. Ф., Коновалов С. В.,
Громов В. Е., Семин А. П.

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

Цель настоящей работы – выявление физических механизмов изменений механических свойств и структурно-фазовых состояний горячекатанной арматуры из низколегированной стали в процессе эксплуатации в течение длительных сроков в качестве каркасов фундаментов промышленных зданий и сооружений.

В качестве материала исследования использовалась горячекатанная арматура из стали 35ГС диаметром 14–20 мм, извлеченная из каркасов фундаментных блоков со сроком эксплуатации до 50 лет. Исследования осуществлены методом просвечивающей электронной дифракционной микроскопии.

В исходном состоянии и после 7–25 лет эксплуатации сталь соответствует требованиям класса прочности А-III по ГОСТ 5781. После эксплуатации в течение 35 лет прочностные свойства материала находятся на нижней границе требований стандарта, а через 50 лет – снижаются до уровня класса А-II. Одновременно с этим резко снижаются и пластические свойства стали. Отметим, что в отдельных случаях величина δ_{\max} стержней, срок эксплуатации которых составлял ~50 лет, не превышала 4 %.

Причиной этих изменений является образование включений второй фазы, как в объеме зерен, так и вдоль их границ и в стыках границ. Частицы имеют глобулярную форму, размеры их изменяются в пределах 150–170 нм. Электронно-микроскопический микродифракционный анализ показывает, что данные частицы являются закисью железа (Fe, вюстит). С увеличением срока эксплуатации прослеживается тенденция к повышению разнообразия фазового состава включений: наряду с окислами железа фиксируются и окислы марганца.

Экспериментальные данные прочностных характеристик в изученном временном интервале в полулогарифмических координатах хорошо укладываются на прямолинейную зависимость ($\ln \tau - \sigma_B$). В соответствии с известной формулой Журкова С.Н. о временной зависимости прочности твердых тел изменение долговечности может быть

представлено в виде $\tau = A \exp\left[-\frac{U - \gamma\sigma}{kT}\right]$, где A – константа, U – энергия активации, g –

активационный объем. Определенное при $U = const$ значение активационного объема $g \approx 5 \cdot 10^{-29} \text{ м}^3$ свидетельствует об активационном характере накопления повреждений, установленном выше.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ

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

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

** Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск,*
kozlov@tsuab.ru

В работе качественно и количественно исследованы структура и фазовый состав литой среднелегированной среднеуглеродистой конструкционной стали 30ХНЗМФА в закаленном состоянии. Основным методом исследования являлась дифракционная электронная микроскопия на тонких фольгах, являющаяся весьма информативным методом. Эта, промежуточного состава, сталь характеризуется образованием различных морфологических типов мартенсита.

Основной составляющей (~93%) в структуре матрицы закаленной стали является α -фаза, которая характеризуется следующими значениями: параметр кристаллической решетки – 0,28702 нм, статические смещения атомов – 0,02 нм, уровень микронапряжений II рода – 700 МПа. Каждый кристалл α -матрицы характеризуется наличием плотной дислокационной структуры. Дислокации равномерно заполняют кристаллы, образуя из резко искривленных и перепутанных линий подобие трехмерной сетки. Контраст на дислокациях размыт вследствие осажденных на них атомов углерода и образовавшихся при этом атмосфер Коттрелла и Максвелла.

В результате проведенного исследования в изученной в настоящей работе стали были обнаружены следующие типы мартенсита: пакетный (или речечный), пластинчатый низкотемпературный и пластинчатый высокотемпературный. Наряду с этим в работе установлено образование двух типов пакетного мартенсита: карбидного и безкарбидного. Первый образуется в результате «самоотпуска», второй – в результате мартенситного превращения.

Средняя скалярная плотность дислокаций, в целом по материалу, составляет величину $6 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$. При этом самое высокое значение ($6,3 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$) она имеет в пакетном дислокационном (безкарбидном) мартенсите, а самое низкое ($4,5 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$) – в пластинчатом высокотемпературном мартенсите.

Это связано со значительной Бейновской деформацией. В настоящей стали происходит ГЦК $\gamma \rightarrow$ ОЦК α -превращение типа «куб – куб». Матрица Бейновской деформации имеет следующий вид:

$$\varepsilon = \begin{vmatrix} 0,13 & 0 & 0 \\ 0 & 0,13 & 0 \\ 0 & 0 & 0,20 \end{vmatrix}.$$

Вследствие такой значительной деформации и накапливается такая большая скалярная плотность дислокаций.

Наличие экстинкционных контуров есть результат изгиба кристаллической решетки или изгиба кристалла α -матрицы. При этом лишь небольшая часть кристалла находится в точном отражающем положении (контур). Чем меньше ширина контура, тем сильнее изогнут кристалл, т.е. тем выше амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки χ (при этом $\chi \sim h^{-1}$, где h – ширина контура) и, соответственно, выше амплитуда полей напряжений σ (при этом $\sigma \sim \chi^{-1/2}$).

ПОВЫШЕНИЕ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

Воробьев С. В., Коваленко В. В., Громов В. Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк*

Вопросы многоциклового усталости и прочности являются предметом самого тщательного рассмотрения, как с точки зрения научных исследований, так и опытно-конструкторских и технологических разработок. Усталостная прочность и долговечность являются важными критериями оценки работоспособности и ресурса многочисленных деталей и конструкций. Их роль особенно возрастает для современных высоконагруженных ответственных изделий, подвергающихся воздействию циклических нагрузок. Хотя со времени построения первой кривой усталости прошло более 140 лет и в настоящее время кривые усталости построены для всех известных конструкционных материалов, однако все еще не удалось полностью решить проблему циклической прочности, ни в области изучения физической природы этого явления, ни в области инженерного подхода к этому вопросу. Для установления закономерностей накопления повреждений при усталости и физической природы явления на разных его стадиях большое значение имеет знание эволюции дислокационных субструктур. Помимо того, что изменения дислокационной субструктуры позволяют оценить приближение наступления критической стадии разрушения и предсказать его, важным является возможность восстановления ресурса металла, его долговечности и работоспособности за счет внешних энергетических и, в первую очередь, импульсных токовых воздействий.

В настоящей работе установлена физическая природа структурно-фазовых превращений в нержавеющей стали 08X18H10T и частичного восстановления ее ресурса при многоциклового усталости под действием токовых импульсов. Исследовались 4 состояния стали: исходное; нагруженное до $N_1 = 10^5$ циклов; разрушенное при $N_2 = 1,7 \cdot 10^5$ циклов; разрушенное при $N_3 = 2,5 \cdot 10^5$ циклов при воздействии токовых импульсов при N_1 .

Параметры усталостного нагружения: частота 20 Гц, амплитуда 20 МПа; токовое воздействие: частота 20 Гц; амплитуда 20 кА/м²; время обработки 8 минут. Из сравнения N_2 и N_3 видно, что эффект увеличения усталостного ресурса достаточно велик.

Методами современного физического материаловедения выполнен комплекс исследований структурно-фазовых превращений в стали в четырех состояниях и установлены основные причины увеличения усталостного ресурса. На уровне зерна токовое воздействие при N_1 существенно снижает средний размер зерен, формируя однородную зеренную структуру, и уменьшает объемную плотность концентраторов напряжений.

Данные электронно-микроскопических исследований свидетельствуют о том, что электростимулирование приводит: к релаксации амплитуды дальнедействующих полей напряжений; залечиванию микротрещин на межфазных границах раздела; формированию упорядоченных типов дислокационных субструктур взамен субструктуры дислокационного хаоса; реализации возможности материала накапливать повышенную скалярную плотность дислокаций; коагуляции частиц карбидной фазы TiC и Me₂₃C₆. Указанные процессы являются релаксационными и определяют увеличение усталостного ресурса стали.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ. Проект 05-08-01305а

КАРБИДООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ВЫСОКОМ ОТПУСКЕ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ

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

Сибирский государственный индустриальный университет Новокузнецк,

gromov@physics.sibsiu.ru

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

kozlov@tsuab.ru

Методом просвечивающей электронной микроскопии выполнен количественный анализ процессов карбидообразования в литой конструкционной стали 30ХНЗМФА после закалки от 950 °С и отпуска при 660 °С в течение $1 \div 10^2$ часов с охлаждением на воздухе.

Закалка стали 30ХНЗМФА приводит к $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситному превращению с образованием смешанной структуры, состоящей из пакетного мартенсита (~80%), пластинчатого высокотемпературного (~3%) и низкотемпературного (~7%) мартенсита и пакетного нижнего бейнита (~10%).

Было установлено также, что в структуре матрицы исследуемой стали присутствует γ -фаза, или остаточный аустенит, образовавшийся в результате неполного мартенситного превращения при закалке стали, который располагается, в основном, по границам мартенситных кристаллов в виде длинных тонких прослоек. Большая часть остаточного аустенита (~6 %) находится в пакетной составляющей мартенсита, а наименьшая часть (~0,5 %) – в пластинчатом высокотемпературном мартенсите. В бейните остаточного аустенита не обнаружено.

Отпуск стали в течение 1–11 часов приводит к постепенному распаду остаточного аустенита и к выделению, наряду с карбидами железа – цементитом, частиц специальных карбидов типа M_2C , M_6C и $M_{23}C_6$ внутри и по границам всех структурных составляющих α -фазы. Частицы специальных карбидов всегда имеют округлую форму. Частицы цементита внутри α -кристаллов имеют такую же форму, как и в закаленной стали, а на границах – вид тонких вытянутых прослоек, повторяющих форму кристаллов (пластин и реек). Отпуск стали способствует постепенной замене цементита карбидами специального типа, и при отпуске 660 °С, 100 часов в стали присутствуют только карбиды специального типа. Одновременно с растворением цементита внутри структурных составляющих α -фазы при отпуске 1–11 часов происходит частичное выделение цементита на границах реек и пластин. Отпуск 1 час приводит к выделению цементита, в основном, на границах реек; на границах пластин объемная доля цементита незначительна. Это объясняется тем, что после закалки на границах мартенситных реек сохранилась большая часть остаточного аустенита, который при отпуске начинает интенсивно распадаться. Освобождающийся углерод и идет на образование частиц цементита на границах реек.

Отпуск исследуемой стали приводит к субструктурному превращению: нефрагментированная субструктура \rightarrow фрагментированная субструктура. Фрагментация начинается и интенсивно развивается в пакетном мартенсите. В пластинчатом низкотемпературном мартенсите она развивается значительно в меньшей степени, а в пластинчатом высокотемпературном – практически отсутствует. Развитие процессов фрагментации также способствует образованию карбидной фазы. Постепенно с ростом продолжительности отпуска фрагментация все больше охватывает объем материала, а частицы специальных карбидов все более интенсивно вытесняются на границы фрагментов (на субграницы). Пока фрагментация в материале развита слабо, большее количество специальных карбидов находится внутри кристаллов α -фазы. Чем более фрагментированным оказывается материал, тем меньше карбидов находится внутри кристаллов α -фазы.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОАЛИТИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗА

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

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

Один из способов поверхностного легирования металлов и сплавов заключается в обработке поверхности гетерогенными плазменными струями, сформированными из продуктов электрического взрыва проводников. Настоящая работа является продолжением электронно-микроскопических исследований закономерностей формирования фазового состава и дефектной субструктуры поверхности металлов при двухкомпонентном электровзрывном легировании (ЭВЛ). С целью одновременного повышения жаро- и износостойкости поверхности изучали особенности электровзрывного бороалитирования железа.

В качестве взрываемого по коаксиально-торцевой схеме проводника использовали алюминиевую фольгу толщиной 20 мкм и массой 40 мг. В области взрыва размещали навеску порошка аморфного бора массой 60 мг. Она увлекалась плазменной струей и переносилась на облучаемую поверхность. Обработку осуществляли в высокоинтенсивном режиме, при котором поверхность оплавлялась. При этом под действием давления струи на поверхность происходило частичное вытеснение расплава от центра зоны плазменного воздействия к ее периферии. Эффективные значения времени обработки, поглощаемой плотности мощности и давления на поверхность на оси струи были оценены равными 100 мкс, $6,0 \cdot 10^9$ Вт/м² и 14,2 МПа, соответственно. При таком режиме обработки толщина зоны легирования на расстоянии 10–15 мм от ее центра составляла ~20–25 мкм.

Исследования показали, что кристаллизация расплава после окончания импульса воздействия сопровождалась формированием многослойной структуры. На поверхности легирования образовывался тонкий нанокристаллический слой синтезированных фаз, содержащий наноразмерные кристаллиты оксидов, боридов железа и алюминия, алюмоборида железа. С внешней стороны по размерному признаку в нем можно было выделить два класса кристаллитов. Средний размер первых составлял ~30–35 нм; а вторых – ~4–5 нм. С внутренней стороны размеры кристаллитов этого поверхностного слоя синтезированных фаз имели два характерных значения – около 30 и 50 нм. По результатам индирования микроэлектронограммы наиболее вероятный состав более мелких кристаллитов соответствует упорядоченной фазе AlFe, более крупные кристаллиты – это окислы железа состава FeO. Присутствие в зоне легирования фаз, содержащих кислород, могло быть обусловлено взаимодействием расплава с остаточной атмосферой технологической камеры, давление в которой в процессе обработки поддерживалось на уровне 100 Па. Кислород мог попадать в расплав также в адсорбированном состоянии вместе с частицами порошка бора.

Основной слой жидкофазного легирования на глубине от 1,5 до 25 мкм формировался в результате ячеистой кристаллизации расплава железа, легированного алюминием, бором и кислородом. Вблизи верхней границы данного слоя ячейки кристаллизации были сформированы окислами алюминия, прослойки, их разделяющие – окислами железа. Размеры кристаллитов (ячеек) в верхней части слоя изменялись в пределах 150–200 нм. Толщина прослоек составляла ~50 нм. Вблизи нижней границы данного слоя ячейки кристаллизации были сформированы α -железом, прослойки, их разделяющие – боридами и алюминидами железа. На границе с основой обнаруживался тонкий слой, образованный кристаллитами железа и борида железа нанометрового диапазона.

ФОРМИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО АЛИТИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗА

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

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

Один из новых способов поверхностного легирования, названный электровзрывным легированием (ЭВЛ), состоит в обработке материалов гетерогенными плазменными струями, сформированными из продуктов электрического взрыва проводников. В исследованиях, выполненных на двойных системах с различной степенью растворимости компонентов, установлено, что данный метод позволяет за счет быстрой закалки из расплава формировать метастабильные пересыщенные твердые растворы, аморфные и нанокристаллические структуры, а также осуществлять синтез карбидов, боридов, оксидов и оксикарбидов металлов. Настоящая работа посвящена анализу фазового состава и дефектной субструктуры технически чистого железа как модельного материала после ЭВЛ его поверхности алюминием.

Обработке подвергали пластины технически чистого железа толщиной ~5 мм. В качестве взрываемого по коаксиально-торцевой схеме проводника использовали алюминиевую фольгу толщиной 20 мкм и массой 40 мг. Обработку осуществляли в высокоинтенсивном режиме, вызывающем оплавление поверхности и течение расплава от центра к периферии зоны плазменного воздействия. Эффективное значение времени обработки полагали равным 100 мкс. Поглощаемая плотность мощности на оси струи была оценена равной $6,0 \cdot 10^9$ Вт/м², а давление в ударно-сжатом слое, образующимся вблизи облучаемой поверхности, – 14,2 МПа.

Электронно-микроскопические дифракционные исследования тонких фольг показали, что ЭВЛ железа алюминием приводит к формированию многофазной, морфологически разнообразной структуры, образующей основной слой жидкофазного легирования, тонкий приграничный слой зоны легирования и зону термического влияния.

Основной фазой основного слоя являлась α -фаза твердого раствора алюминия в ОЦК кристаллической решетке железа, формирующая поликристаллическую структуру, размеры зерен которой изменялись в весьма широких пределах – от единиц до десятков микрометров. В зернах наблюдалась либо сетчатая дислокационная субструктура, либо субструктура дислокационного хаоса. Скалярная плотность дислокаций была довольно высока – $5,4 \cdot 10^{10}$ см⁻². Наряду с α -фазой, слой жидкофазного легирования содержал включения второй фазы. Методом темнопольного анализа с последующим индентированием соответствующих микроэлектронограмм выявлены алюминий, алюминиды и алюмокарбид железа.

Удаление верхнего слоя, образующегося при кристаллизации расплава, позволило выявить нанокристаллический подслой, располагающийся вдоль границы зоны легирования с основой и сформированный кристаллитами γ - и α -железа. Средние размеры кристаллитов в нем составляли 45–50 нм. По границам кристаллитов железа обнаруживались частицы алюминида железа состава Al₆Fe и алюминия, размеры которых изменялись в пределах 3–5 нм.

Удаление нанокристаллического слоя позволило исследовать фазовый состав и состояние дефектной субструктуры зоны термического влияния, в которой превращения происходили в твердой фазе. Основной в ней была α -фаза, в объеме зерен которой наблюдалась дислокационная субструктура различной степени совершенства – хаотическая, сетчатая, полосовая. В отдельных случаях обнаруживались зерна мартенсита пластинчатой и пакетной морфологии, а также зерна, содержащие включения остаточного аустенита.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

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

ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» Новокузнецк,
chinokalov@zsmk.ru

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

Методом просвечивающей электронной микроскопии изучено изменение структуры и фазового состава стали СВ08Г2С (ГОСТ 2246) при волочении по маршруту 6,5 → 5,5 → 4,7 → 4,1 → 3,5 мм.

В исходном состоянии исследуемая сталь являлась поликристаллическим агрегатом, состоящем из зерен феррита и зерен пластинчатого перлита средних размеров 28 и 17 мкм, соответственно. В стыках и вдоль границ зерен феррита в незначительном количестве располагаются частицы цементита субмикронных размеров.

В процессе волочения происходит деформационное упрочнение материала путем изменения структурно-фазовых состояний, при этом величины микротвердости и предела прочности возрастают. Одновременно с этим изменяется и относительное содержание зерен перлита, что свидетельствует о разрушении перлитной структуры стали. Ферритные зерна исходного материала характеризуются невысокой скалярной плотностью дислокаций ($\rho \sim 1,4 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$), организованных в виде дислокационного хаоса (~87% объема зерен), сеток (~5%) и клубков (~8%). Волочение стали приводит к эволюции дефектной субструктуры, что выражается в замещении дислокационного хаоса сетчатой и ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурами.

Количественный анализ состояния изгибных экстинкционных контуров показал, что средние поперечные размеры их в зернах феррита составляют ~120 нм, что соответствует кривизне-кручению кристаллической решетки $\chi \sim 1,3 \cdot 10^3 \text{ рад/см}$. Оценки амплитуды остаточных дальнедействующих полей напряжений, формирующихся в среднем по объему стали при волочении, выполненные в рамках упруго-пластического изгиба, дают значение $\sigma_{\tau} \sim 506 \text{ МПа}$. Волочение стали до диаметра ~3,5 мм привело к релаксации дальнедействующих полей напряжений. Последнее отразилось как в снижении величины линейной плотности изгибных контуров (уменьшении количества мест зарождения контуров), так и в увеличении их поперечных размеров. Причиной данному явлению может быть разогрев прутка в процессе волочения.

Волочение стали сопровождается деформацией и разрушением пластин цементита, протекающих по достаточно хорошо изученным механизмам. На начальной стадии разрушения (при данной степени деформации прутка она возможна лишь для наиболее благоприятным образом ориентированных колоний перлита) пластина цемента сохраняет свою сплошность, но делится на блоки, средние размеры которых, судя по темнопольным изображениям такой структуры, составляют ~3 нм.

На поздних стадиях деформации наблюдается существенное уменьшение поперечных размеров пластин деление пластин на невзаимодействующие части, т.е. нарушение сплошности пластин.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ Ni₃Fe

Синяев Д. В., Демьянов Б. Ф.*, Коваленко В. В., Старостенков Б. Ф.*,
Громов В. Е.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк,

** Алтайский государственный технический университет, Барнаул,*

tom83@mail.ru

Методом молекулярной динамики исследовалась диффузионная стабильность границ зерен в двумерном кристалле полностью упорядоченного интерметаллида Ni₃Fe. Для описания взаимодействия между различными парами атомов использовались наборы парных потенциалов Морзе, параметры которых подгонялись по наборам экспериментально известных свойств чистых металлов никеля и железа, а также интерметаллида Ni₃Fe. Упаковка атомов в двумерном кристалле представлялась соответствующей плоскости (111) ГЦК решетки с порядком, соответствующим сверхструктуре L1₂.

В последующих экспериментах бикристалл импульсно разогревался до некоторой температуры, выдерживался при этой температуре в течение определенного времени компьютерного эксперимента, затем следовала процедура быстрого охлаждения до нуля Кельвина. Структурные изменения фиксировались по величине общей энергии кристалла, распределению плотности энергии, с помощью визуализаторов радиального распределения атомов по координационным сферам, распределения траекторий динамического перемещения атомов. При относительно малых температурах импульсного разогрева бикристаллов начало перестройки осуществлялось путем краудичионных смещений атомов. Затем, при более высоких температурах, возникали кольцевые механизмы перемещения атомов по замкнутой траектории в ближайшем соседстве по шестиугольнику и ромбу; при этом перемещение атомов происходило по подрешетке Ni и, несмотря на то, что коэффициент диффузии был отличен от 0, разупорядочения на данном этапе компьютерного эксперимента не происходило. С ростом температуры возрастало число краудичионных кольцевых смещений атомов по замкнутой траектории, увеличивается коэффициент диффузии, и начинают происходить разрушения порядка. С дальнейшим ростом температуры эксперимента в местах локального перераспределения плотности по границе зерна начинают возникать пары Френкеля, состоящие из межузельного атома и вакансии. Вакансии смещаются в область повышенной плотности, а межузельные атомы смещаются в зоны, где присутствует локальный свободный объем. Превалирующий вклад в диффузионный механизм структурной перестройки границы зерна вносят межузельные атомы. В процессе динамической перестройки структуры обнаруживаются эффекты фаситирования границ, причем наблюдается не только традиционно известное фаситирование – структурное, но и сверхструктурное. Последнее сопровождается возникновением антифазных границ и междоменных блоков.

На каждом из этапов компьютерного эксперимента возникновение различных механизмов диффузии сопровождается эффектами динамической самоорганизации коллектива атомов. Чем выше температура, тем более мощными и сложными оказываются эффекты скореллированного перемещения атомов в зоне границы зерна.

ДИСЛОКАЦИОННЫЙ УРОВЕНЬ В СТАЛИ 35ГС И ВРЕМЯ ЕЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ

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

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

Методами оптической и дифракционной электронной микроскопии исследованы механические свойства стали 35ГС, а также их изменение в процессе длительной эксплуатации. В процессе исследований обнаружено снижение пластических свойств стальной арматуры (из блоков промышленных зданий), что связано с формированием частиц оксидной фазы и видом дефектной субструктуры (сетки дислокаций). Для стали со сроком службы от 7 до 50 лет измерены и рассчитаны (для времен 7, 25, 35, 50 лет) физические параметры стали. Расчет проводился с помощью пределов прочности стали σ_n и на основе известного соотношения [1] $\tau = \tau_0 \cdot \exp\{-(U - \gamma\sigma_n)/kT\}$, где τ – долговечность, τ_0 – микровремена задачи, U – энергия активации (постоянная величина), γ – атомный активационный объем, T – абсолютная температура, k – постоянная Больцмана. В данной работе τ_0 рассчитывалось по микропараметрам задачи ($v_{зв}$ – скорость звука) и длине образца $l = 10^{-2}$ м. Обращением указанной выше формулы с учетом постоянства энергии активации и исключая ее, мы получаем значение атомного активационного объема для более поздних времен, выраженное через предыдущие времена:

$$\gamma_2 = \left\{ \left(kT \ln(\tau_2 / \tau_1) + \gamma_1 \sigma_{n_1} \right) / \sigma_{n_2} \right\}.$$

Для времени 50 лет $\gamma = 4,6 \cdot 10^{-29}$ м³ (расчет), $\sigma_n = 3,0 \cdot 10^8$ Н/м², а относительное изменение γ равно $\varepsilon_\gamma = 93\%$. Экспериментальное значение $\varepsilon_\gamma = 70\%$.

Перейдем по формуле $\gamma' = (m/\mu) \cdot \gamma \cdot N_A$ к реальным активационным объемам, где m – масса образца и стали, μ – молярная масса железа, N_A – число Авогадро. Значение γ' для 50 лет равно $3,9 \cdot 10^{-8}$ м³ = 0,39 см³. Теоретические значения завышены, в среднем, в полтора раза, не больше.

Таким образом, эксперимент и теория показывают, что частицы окислов влияют на процессы закрепления дислокаций [2], т.е. на охрупчивание материала и снижение его долговечности.

1. В.Р.Регель, А.И.Слущер, Э.Е.Томашевский // Кинетическая природа прочности твердых тел. М.: Наука. 1974.- 560 с.
2. В.А.Петрунин, О.В.Соснин и др. // Изв.ВУЗов. Черная металлургия. 2004. № 6. С.30-34.

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТЬ В СТАЛИ В КОМБИНАЦИИ С ЧИСТО УСТАЛОСТНЫМИ ЭФФЕКТАМИ

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

В процессе многоцикловых электростимулированных усталостных испытаний для образцов марок сталей, типичные из которых указаны в [1], нами показано (теоретически и экспериментально), что на дислокационном уровне эффекты электропластичности и усталости могут быть разделены. Для типичных условий эксперимента [2] по электростимулированной усталости имеем следующие параметры: число циклов до разрушения (предел выносливости стали) $N_f \approx 2 \cdot 10^5$ циклов, плотность электрического

тока $j \approx 10^2$ А/м², плотность дислокаций $\rho \approx 5 \cdot 10^{14}$ м⁻² (дислокационные сетки и ячейки). Исследование дислокационных субструктур и фазовых включений (карбиды) методами оптической и дифракционной электронной микроскопии, а также экспериментальные данные по кривой v_s – скорость ультразвука обнаруживает следующую картину. В интервале значений $N = (0 \div 90) \cdot 10^3$ циклов удается разделить чисто усталостные и чисто электропластические эффекты, в том числе, продвинуться в эксперименте и теории дальше, чем в работе [2], где исследовались эффекты электропластичности и усталости только по сдвигу предела выносливости под током. Подход, реализованный в [2], представляет собой “смешанное описание” двух эффектов. В данной работе эти эффекты удалось разделить. Дело в том, что в интервале значений числа циклов $N = (0 \div 90) \cdot 10^3$ плотность подвижных дислокаций в образцах, обработанных током $\rho_1 \approx 2,5 \cdot 10^{14}$ м⁻², а в образцах, не обработанных током, $\rho_2 \approx 1,5 \cdot 10^{14}$ м⁻², т.е. меньше ($\rho_2 < \rho_1$). Остальные дислокации приходятся, в основном, на долю закрепленных дислокаций.

Таким образом, красивая комбинация эффектов подтверждает ранее [2] отмеченный принцип доминирования подвижных дислокаций над закрепленными.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ. Проект 05-08-01305а

1. В.А.Петрунин, О.В.Соснин и др. // Изв.ВУЗов. Черная металлургия. 2004. № 6. С.30-34.
2. В.А.Петрунин, В.Я.Целлермаер, В.Е.Громов // Вопросы материаловедения. 2002. № 1(29). С.398-402.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ

Целлермаер И. Б., Коваленко В. В., Иванов Ю. Ф., Коновалов С. В., Громов В. Е.

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

Возможность изменения в широких пределах плотности энергии, длительности импульса и энергии электронов в сочетании с практически полным поглощением электронов и объемным характером выделения энергии делают импульсные электронные пучки уникальным и высокоэффективным инструментом улучшения эксплуатационных характеристик изделия.

В настоящей работе методом просвечивающей электронной микроскопии исследуются структурно-фазовые превращения в зоне термического влияния стали 65Г после обработки интенсивным электронным пучком.

Установлено, что в зоне термического влияния сохранилась пластинчатая форма цементита. Это указывает как на отсутствие в явной форме процесса растворения пластин цементита, так и механического разрушения пластин в результате действия термоупругих полей напряжений, формирующихся в поверхностных слоях стали в результате высоких скоростей нагрева и охлаждения образца на стадии электронно-пучковой обработки.

После обработки увеличивается плотность изгибных экстинкционных контуров. В стали перед электронно-пучковой обработкой источниками контуров являлись границы зерен и их стыки. После электронно-пучковой обработки еще одним источником изгиба-кручения кристаллической решетки становятся пластины цементита, и, в особенности, торцы пластин. Анализ состояния субструктуры пластин феррита выявил структу-

ру дислокационного хаоса, сетчатую и нерегулярную ячеистую дислокационные субструктуры. Скалярная плотность дислокаций, усредненная по всем типам дислокационной субструктуры, составляет $\sim 3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. При этом можно отметить, что вблизи межфазной границы раздела цементита и феррита плотность дислокаций несколько выше, чем в центральной области пластины феррита. Следовательно, основной причиной увеличения скалярной плотности дислокаций в перлитной колонии (в исходной стали плотность дислокаций в зернах перлита изменялась в пределах $(0,5-2) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$) является несовместность деформации цементита и феррита в поле действия термоупругих напряжений; источником дислокаций являются границы раздела пластин цементита и феррита. Одновременно с ферритными прослойками изменяется дефектная субструктура и пластин цементита. Эти изменения заключаются в разбиении пластин на фрагменты, хорошо выявляемые методами темнопольного анализа.

ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ КИНЕТИКИ ТРЕЩИН ВБЛИЗИ СТРУКТУРНЫХ НЕСОВЕРШЕНСТВ СПЛАВА ЭП741НП ПРИ ИСПЫТАНИИ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ

Хрущов М. М., Фишгойт А. В.*, Шашурин Г. В.

Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва;

** Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова, Москва*

В целях повышения прочности, безопасности и ресурса элементов конструкций современной техники все более широкое распространение получают гетерогенные конструкционные материалы с различной степенью естественной и искусственно созданной структурной неоднородности. Представляется целесообразным построение специальных теорий структурно модифицированных материалов с их верификацией на основе экспериментальных исследований прочности и долговечности материалов с естественной технологической неоднородностью.

В работе рассматривается проблема оценки параметров уравнения типа уравнения Периса для описания кинетики трещин малоциклового усталости вблизи структурных несовершенств гранулируемого никелевого сплава ЭП741НП – керамических включениях различных размеров, морфологии, расположения в образцах.

С использованием двухпараметрического критерия прочности и допущения о распределении включений в объеме образцов в соответствии с законом Пуассона предложено правило для оценки параметра χ – отношения долей изломов с различным расположением (поверхностным и глубинным) керамических включений в качестве очагов малоциклового разрушения. Путем интегрирования уравнения кинетики трещины малоциклового усталости установлена связь параметров C_1 и n с параметром χ и характерным размером структурного несовершенства d_0 . Значения расчетных параметров кинетики трещин удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными по шагу усталостных бороздок, установленными с применением методов электронной сканирующей микроскопии изломов образцов.

Работа может служить одним из этапов создания иерархических моделей накопления повреждений в структурно неоднородных материалах.

Исследование выполнено при поддержке РФФИ, проект № 05-08-33649-а.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ СПЕКТРАЛЬНО-ВРЕМЕННЫХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ, СООТВЕТСТВУЮЩИХ РЕЛАКСАЦИОННЫМ ПЕРЕХОДАМ В ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Демидов А. В., Макаров А. Г., Сталевич А. М.

Санкт-Петербургский государственный университет технологии и дизайна
stal@sutd.ru

Важными механическими характеристиками полимера являются его упругие и деформационные свойства, определяющие способность материала изменять форму под воздействием нагрузки и восстанавливаться после ее снятия. Для определения механических характеристик необходимо построение математической модели, отражающей физический смысл и концептуальные закономерности механического поведения полимера. Желательно построение такой математической модели, которая позволяла бы не только с достаточной степенью точности определять механические характеристики полимера, но и была бы наиболее простой из возможных вариантов, а также включала минимум физически обоснованных параметров. Естественное желание упрощения модели, при прочих равных условиях, диктуется стремлением облегчить процедуры определения механических характеристик полимеров и прогнозирования деформационных процессов. Включение же в модель избыточных параметров, существенно не влияющих на точность прогнозирования, усложняет процедуру получения решения.

Одними из основных механических характеристик полимерных материалов являются функции времен релаксации и времен запаздывания, определяемые как некоторые параметры математической модели. Времена релаксации и запаздывания характеризуют времена перехода релаксирующих или запаздывающих частиц из одного устойчивого состояния в другое. Характер таких переходов может быть различным и обусловлен, как строением полимера, так и величиной приложенной деформации или нагрузки. В одних случаях он объясняется конформационными переходами внутри макромолекулы полимера, когда меняется ее форма. В других случаях – происходят сдвиги макромолекул друг относительно друга и т.д.

Для построения обоснованной математической модели механических свойств полимерных материалов полезно иметь представление о спектрах релаксации и запаздывания, то есть о распределениях релаксирующих или запаздывающих частиц по собственным временам релаксации или запаздывания. Показано, что формы спектров релаксации и запаздывания определяются структурными коэффициентами, характеризующими интенсивность протекания деформационных процессов и зависящими от структуры и вида полимерного материала.

1. Макаров А.Г., Сталевич А.М. Вариант спектров релаксации и запаздывания у аморфно-кристаллических синтетических нитей//Химические волокна, 2002, № 3, с. 52-55.
2. Макаров А.Г., Сталевич А.М. Релаксационная спектрометрия синтетической нити//Известия ВУЗов. Технология текстильной промышленности. 2003, № 1, с. 16-22.

К ВОПРОСУ МОДЕЛИРОВАНИЯ РОСТА ТОНКИХ ПЛЕНОК ПОД ОБЛУЧЕНИЕМ

Красильников В. В., Савотченко С. Е., Удовенко И. В.

Белгородский государственный университет, Белгород, Россия,
kras@bsu.edu.ru

Развитие методов получения тонких пленок вещества с широким спектром физических свойств является одной из важнейших задач материаловедения. Управление режимами облучения эффективно влияют на формирование и структуру тонких пленок. В данной работе предлагаются модели начальной стадии роста тонкой пленки. Предполагается, что формирование тонкой пленки на ранней стадии обусловлено двумя основными механизмами: захватом атомов из потока падающих частиц (облучение) и захватом поверхностно мигрирующих атомов, образующих двумерный конденсат. Поскольку возможно повторное испарение атома с поверхности, то его время жизни вблизи поверхности ограничено и определяется выражением $\tau_a = v^{-1} \exp(E_a/k_B T)$, где E_a – энергия адсорбции атома, k_B – константа Больцмана, T – температура подложки, v – частота перескоков атомов при поверхностной миграции [1,2].

В работе рассмотрены два вида зависимостей изменения толщины пленки с течением времени: линейная $h(t) = Vt$, где V – постоянная скорость роста, и корневая $h(t) = \gamma\sqrt{2Dt}$, где γ – безразмерный коэффициент пропорциональности, определяемый типом вещества, $D = av^2 \exp(-E_d/k_B T)$ – коэффициент поверхностной диффузии, E_d – энергия активации поверхностной диффузии, a – длина перескоков атомов, мигрирующих по поверхности. Выберем ось Ox перпендикулярно поверхности кристалла. Плоскость yOz совпадает с поверхностью кристалла, на которой формируется тонкая пленка. Предполагается, что поток падающих атомов равномерно распределяется по всей толщине пленки. Это позволяет считать, что распределение концентрации n зависит только от координаты x и времени t , а скорость захвата атомов из внешнего потока N , пропорциональная интенсивности облучения, – постоянна. Распределение плотности атомов $n(r, t)$ в растущей пленке подчиняется в области $0 < x < h(t)$ уравнению диффузии: $\partial n / \partial t = D \partial^2 n / \partial x^2 - n / \tau_a + N$. Рассмотрены два случая граничных режимов: известно значение плотности на подвижной границе: $n = n_1$ при $x = h(t)$, или известен диффузионный поток на подвижной границе: $\partial n / \partial x = q\sqrt{t}$ при $x = h(t)$, q – постоянный коэффициент пропорциональности. Сформулированные краевые задачи с подвижными границами представляют собой математические постановки предложенных моделей. Получены аналитические решения поставленных краевых задач, описывающие распределение плотности атомов в пленке. Показано, что толщина пленки возрастает с увеличением времени облучения. Установлено, что увеличение интенсивности облучения приводит к увеличению плотности пленки.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов БелГУ.

1. Dumpich G. Thin Solid Films. 1985. Vol. 127. P. 323-335.
2. Liang-Huei Chen, Chi-Yun Chen, Yuh-Lang Lee. Surface Science. 1999. Vol. 429. P. 150-160.

МОДЕЛЬ ДВИЖЕНИЯ ФРОНТА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ, АКТИВИРОВАННОЙ ДИФFUЗИОННЫМ ПОТОКОМ

Савотченко С. Е., Юрова О. В.

Белгородский государственный университет, Белгород,
savotchenko@bsu.edu.ru

Изучение закономерностей рекристаллизации является важной проблемой современного материаловедения, особенно для создания жаропрочных металлических композитов и анализа влияния диффузии примесей на прочностные свойства конструкционных материалов. Известно, что с течением времени наблюдается движение фронта рекристаллизации вглубь металла. При экспериментальном исследовании кинетики рекристаллизации установлено [1], что в сплавах зависимость глубины рекристаллизованного слоя от времени, т.е. закон движения фронта рекристаллизации подчиняется соотношению $\xi(t) \sim t^{1/2}$. В данной работе предлагается модель, в рамках которой указанная зависимость скорости движения фронта рекристаллизации получается аналитически. В основе данной модели лежит обобщенная задача Стефана [2]. Считается, что для движения фронта рекристаллизации необходимо наличие скачка концентрации диффундирующих примесей. Если выбрать ось Ox перпендикулярно поверхности кристалла, а плоскость yOz – совпадающей с поверхностью кристалла, то динамика концентрации примесей c_1 внутри рекристаллизованного слоя при $0 < x < \xi(t)$ описывается уравнением диффузии $\partial c_1 / \partial t = D_1 \partial^2 c_1 / \partial x^2$, где D_1 – коэффициент диффузии примесей в данной фазе. За фронтом рекристаллизации полубесконечного образца динамика концентрации примесей c_2 при $\xi(t) < x < \infty$ также описывается уравнением диффузии $\partial c_2 / \partial t = D_2 \partial^2 c_2 / \partial x^2$, где D_2 – коэффициент диффузии примесей в соответствующей фазе. Считается, что на поверхности металла находится постоянно действующий источник примесей, диффузионный поток которых активирует движение фронта рекристаллизации. Скачок диффузионных потоков примесей на границе фронта при $x = \xi(t)$ пропорционален скорости движения фронта $d\xi(t)/dt$. Для поставленной краевой задачи степенного типа существует аналитическое решение, полученное стандартным методом [2]. При этом удается получить в явном аналитическом виде закон движения фронта рекристаллизации $\xi(t) = \alpha t^{1/2}$, где α – корень трансцендентного уравнения, определяемого граничным условием скачка диффузионных потоков примесей на подвижном фронте. Таким образом, в рамках сформулированной модели получается аналитическое выражение зависимости глубины рекристаллизованного слоя от времени, согласующееся с известными данными кинетики движения фронта рекристаллизации в сплавах [1]. Проведенное теоретическое описание закономерности движения фронта рекристаллизации подтверждает данные о том, что процесс миграции границ зерен, обуславливающий рекристаллизацию, развивается в условиях постоянной подпитки границ диффундирующими с поверхности примесями.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов БелГУ.

1. Колобов Ю.Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических поликристаллов. Новосибирск: Наука. Сиб. предприятие РАН, 1998. 184 с.
2. Кудинов В.А., Карташев Э.М., Калашников В.В. Аналитические решения задач тепло-массообмена и термоупругости для многослойных конструкций. М.: Высш. шк., 2005. 430 с.

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВЕ Ti-5Al-5Mo-5V

Рюмшина Т. А., Волкова Г. К., Лоладзе Л. В., Константинова Т. Е.

Донецкий физико-технический институт НАН Украины

Проблема улучшения свойств уже имеющихся сплавов всегда является актуальной для материаловедов. Применение высокого давления и сложных схем деформирования в сочетании с термической обработкой позволяет реализовать в материалах новые, неизвестные ранее, структурные состояния. В частности, появляются условия для формирования в материалах субмикро- и наноструктур, которые способны обеспечить улучшение как прочностных, так и пластических свойств.

В настоящей работе помощью методов оптической (ОМ), просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурного анализа (РСА) проведены исследования фазового состава и структуры в промышленном титановом сплаве VT22 (Ti-5Al-5Mo-5V) после деформирования его методами холодной гидроксْتُрузии (ГЭ) и горячей винтовой экструзии (ГВЭ). Оценка прочностных свойств проводилась путем измерения твердости. Исследовалось также влияние исходного фазового и структурного состояния на последующий ход деформации сплава.

Установлено, что как холодная, так и горячая экструзия приводит как к деформации, так и к изменению фазового состава сплава. Влияние высокого давления проявляется на всех уровнях деформирования. Отмечается уменьшение размеров зерен, блоков мозаики в зернах. Наблюдаются искажения на уровне элементарной решетки, ОМ свидетельствует о значительном росте дислокаций после ГЭ. Анализ эволюции структуры сплава в зависимости от исходного фазового состава позволил определить возможные механизмы деформирования. Так, деформация однофазного сплава при ГЭ осуществляется, согласно ротационному механизму, с образованием редко встречаемого орторомбического α' -мартенсита деформации, а также с помощью дислокационного механизма. В двухфазном сплаве деформация развивается по дислокационному механизму с дальнейшим переходом к изгибному механизму. При ГВЭ на начальных стадиях деформация осуществляется сначала по дислокационному механизму, которому способствует высокая температура деформирования, а затем происходит фрагментация зерен вдоль полос скольжения.

Исследования фазового состава показало, что, как правило, ГЭ приводит к уменьшению доли α -фазы, а при ГВЭ доля выпадающей α -фазы возрастает. После ГВЭ наблюдается изменение фазового состава сплава, количества и морфологии частиц второй фазы по сравнению с обработкой, включающей только термическое воздействие. Если после термообработки при условиях, аналогичных температурным условиям ГВЭ, частицы выделяющейся α -фазы имеют размеры 5–10 мкм, то ГВЭ приводит к существенному возрастанию количества частиц и уменьшению их размеров до 50–300 нм. Следует отметить, что по данным РА, выпадающие частицы α -фазы в условиях ГВЭ более свободны от микронапряжений, что обусловлено их малым размером, а также релаксацией в сильнодеформированном β -зерне, для которого ширина линий сильно возросла.

Показано, что с помощью ГВЭ, а также последовательных воздействий ГЭ и термообработки можно получить структуру с нанофрагментами второй фазы. Подобная структура приводит к упрочнению сплава, сохраняя при этом достаточно хорошую пластичность.

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА 82К3ХСР ПОДВЕРГНУТОГО ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЕЧНОЙ И ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ

Ушаков И. В., Людчик О. Р. *, Калабушкин А. Е. **, Михей В. Н. *,
Поликарпов В. М.***

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина,

ushakoviv@mail.ru

* *Белорусский государственный университет, mikhey_v@tut.by*

** *Санкт-Петербургский государственный технический университет,*

a_kalabushkin@mail.ru

*** *Тамбовский государственный технический университет,*

polikarpovt@mail.ru

Металлические стекла являются перспективными материалами, характеризующимися уникальным сочетанием полезных свойств: высокими показателями магнитных характеристик, прочности, твердости, сопротивления истиранию, стойкости к радиации и коррозии, по уровню которых они во многом превосходят традиционные металлические материалы. К настоящему времени установлены многие физические и химические свойства металлических стекол; существуют теоретические разработки, посвященные описанию их структуры. Тем не менее, до сих пор отсутствует удовлетворительное и непротиворечивое описание их структуры и комплекса свойств. Дальнейшие теоретические исследования требуют новых экспериментальных подходов к изучению таких материалов.

Исследования проводили на металлическом стекле 82К3ХСР толщиной 30 мкм. Металлическое стекло подвергали печному отжигу при температурах $T_{отж} = 373–1053$ К, а также обработке импульсным лазерным излучением. Использовали оптический квантовый генератор «КВАНТ-15» $\lambda = 1064$ нм, $\tau \approx 1$ мс и ELS-01, $\lambda = 1064$ нм, $\tau \approx 15–20$ нс. Механические испытания проводили на микротвердоме ПМТ-3, в качестве инденторов использовали пирамидки Виккерса и Берковича, а также стальные шарики различного размера.

Экспериментально установлено, что импульсное лазерное воздействие позволяет осуществлять контролируемый по времени и распределению температуры отжиг аморфного металлического сплава с малой границей между исходным и обработанным материалом. Значительное деформирование и разрушение на границе зоны лазерного воздействия при использовании импульсов миллисекундной длительности является следствием термических напряжений в условиях низкой пластичности металлического стекла и может быть устранено плавным распределением плотности мощности в облучаемой зоне.

Облучение отожженных образцов, находящихся в состоянии максимального охрупчивания, лазерными импульсами в зависимости от параметров облучения могло приводить к изменению микротвердости. Одновременно отмечается изменение пластичности и морфологических особенностей разрушения в условиях локального нагружения пирамидками Берковича и Виккерса.

Согласно современным представлениям, аморфный металлический сплав в условиях печного отжига проходит сложные стадии кристаллизации. В зависимости от конкретных условий, таких как скорость нагрева и температура выдержки, в одном и том же сплаве может наблюдаться образование разных кристаллических фаз. В результате отжига металлического стекла 82К3ХСР происходит формирование нанокристаллического материала, с размером зерен 30–50 нанометров, разделенных аморфной фазой, что объясняет многие физические свойства сплава.

Вероятно, в результате лазерной обработки, сопровождающейся кратковременным повышением температуры, формированием значительных механических напряжений, ударной волны, происходит эволюция нано- и микро- кристаллов и разделяющей их аморфной матрицы. Таким образом, использование лазерных технологий при обработке аморфных и аморфно-кристаллических наноматериалов дает дополнительные возможности управления структурой и свойствами таких материалов, принципиально отличает возможности печной и лазерной обработки аморфных и аморфно – кристаллических материалов.

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

ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В СИСТЕМАХ Me–Al (Me – Ni, Co, Fe)

Портной В. К., Третьяков К. В.

*МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва,
portnoy@general.chem.msu.ru*

Методами рентгенографического анализа, мессбауэровской спектроскопии, ДСК калориметрии и др. показаны общие закономерности и особенности кинетики формирования алюминидов в системах Fe–Al, Co–Al и Ni–Al при механохимическом синтезе и механоактивации.

При механохимическом синтезе (МС) эквиатомных смесей Me–50 ат.%Al происходит формирование однофазных интерметаллидов (CoAl, NiAl, FeAl), частично упорядоченных по типу B2. Степень дальнего порядка образующегося интерметаллида зависит от энтальпии образования и энергетики деформационного процесса.

Твердофазные механохимические реакции (интерметаллид + металл) начинаются с частичного (для NiAl, CoAl) или полного (для FeAl, Fe₃Al, Ni₃Al) разупорядочения интерметаллидов и диспергирования компонентов до нанокристаллического состояния

Моноалюминиды MeAl формируются в частично упорядоченном состоянии, а алюминиды Me₃Al образуется в виде пересыщенных твердых растворов, упорядочение которых происходит после нагрева.

Механизмы формирования конечных интерметаллидов Me₃Al и MeAl в твердофазных реакциях MeAl(B2) + Me → Me₃Al и Me₃Al(L1₂) + Al → MeAl(B2) различны:

а) образование фазы Me₃Al происходит как внутри B2 фазы, так и на границах MeAl/Me,

в) образование интерметаллидов MeAl происходит на границах двух твердых растворов Me(Al)/Al(Me) через зародышеобразование промежуточных равновесных (NiAl, CoAl), так и неравновесных фаз (Fe₂Al, Fe₂Al₅ аморф., Co₃Al) из концентрационного интервала Al – MeAl.

Показано, что структурный переход гексагонального алюминида Ni₂Al₃ в кубическую модификацию происходит за счет смещения атомов никеля.

В системе Co–Al показано, что обратимое полиморфное превращение Co_{ГПУ} ↔ Co_{ГЦК}, так же как при помолке чистого кобальта, связано с увеличением вероятности образования дефектов упаковки в обеих модификациях. В присутствии Al стабилизируется ГЦК модификация за счет образования твердого раствора Co(Al), в результате чего обратный переход ГЦК → ГПУ становится невозможным.

Работа проводилась при поддержке РФФИ, Грант РФ - 06-03-32490а

ФОРМИРОВАНИЕ ДВОЙНЫХ КАРБИДОВ ПЕРОВСКИТНОГО ТИПА В СИСТЕМЕ Ni–Al–C ПРИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ

Портной В. К., Леонов А. В., Фадеева В. И., Федотов С. А.

МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва, portnoy@general.chem.msu.ru

В последние годы значительный интерес вызывает класс двойных карбидов со структурой перовскита (стр. тип $E2_1$) с общей формулой PM_3MC_x (PM – переходный металл (Mn, Fe, Co, Ni), M – непереходный металл (Al, Mg, Ga), C – углерод ($x = 0-1$). Этот интерес связан с их физико-механическими свойствами: сверхпроводимость в двойном карбиде Ni_3MgC_x ; ферромагнитные свойства – Mn_3ZnC_x , Mn_3AlC_x , Ni_3ZnC_x , связанные со структурой и отклонением от стехиометрии; высокая пластичность на сжатие трехфазных сплавов, содержащих двойной карбид Co_3AlC_x , $CoAl$ (B2) и $Co(Al)$. Кроме того, легирование углеродом и появление в качестве второй фазы двойного карбида Fe_3AlC_x позволяет практически избежать водородной хрупкости без ухудшения прочности. При определенном содержании Al образование двойного карбида замедляет графитизацию чугунов.

При использовании традиционного многоступенчатого высокотемпературного синтеза получить двойные карбиды заданного состава достаточно трудно, и обычно содержание углерода в двойных карбидах значительно меньше 1, хотя структурная формула Ni_3MC позволяет более полное заполнение октаэдрических позиций, которые может занимать углерод. Известно, что процессы механохимического синтеза (МС) проходят через образование дефектов высокой концентрации, в частности, вакансий, что способствует диффузионным процессам. Характерной особенностью МС является наноразмерность продуктов реакции и расширение концентрационных областей существования фаз по сравнению с равновесными. Применение МС может позволить синтезировать двойные карбиды с содержанием углерода, существенно большим, чем при традиционном методе их синтеза, а их нанокристаллическое строение может существенно изменять как закономерности формирования, так и их свойства.

В данной работе представлен механосинтез двойных карбидов системы Ni–Al–C при различном соотношении компонентов.

МС проводился в планетарных мельницах (FRITCH) в атмосфере Ar. Для мониторинга изменения структуры, субструктуры и фазового состава использовался дифракционный метод. Изучение термической стабильности МС порошковых сплавов проводилось с использованием ДТА при нагреве до 1000°C , а также отжигов при различных температурах.

Изучены процессы активации исходных компонентов – изменение размеров блоков и микродеформаций, а также степени дальнего порядка при помоле как чистого интерметаллида Ni_3Al , так и при его помоле в смеси с графитом. Определена предельная растворимость, субструктура (размеры блоков и микродеформации кристаллической решетки), а также периоды решеток нанокристаллических твердых растворов Ni (Al, C), образованных при помоле смесей компонентов Ni, Al и C или $Ni_3Al + C$ в различных соотношениях.

В работе сравнивается кинетика и механизмы формирования пересыщенных твердых растворов Ni(Al, C) при МС как элементарных компонентов, так и при МС смеси интерметаллида Ni_3Al с графитом.

ДТА анализ и отжиги при температурах, соответствующих тепловым эффектам, позволили идентифицировать стадийность распада пересыщенных твердых растворов и выявить температурные интервалы образования фаз и упорядочения при переходе к равновесному состоянию.

Работа проводилась при поддержке РФФИ, Грант РФ - 06-03-32490а.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ «УПОРЯДОЧЕНИЕ–РАССЛОЕНИЕ» И «ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК» НА ПРИМЕРЕ СПЛАВОВ «ЖЕЛЕЗО-ПЕРЕХОДНЫЙ МЕТАЛЛ»

Устиновщиков Ю. И., Пушкарев Б. Е.

Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск
lfp@fti.udm.ru

Теория фазовых превращений и теория упорядочения сформировались в те далекие времена, когда экспериментальный уровень исследований структуры сплавов был сравнительно низок. За прошедшие десятилетия, благодаря появлению новых методов, и, особенно, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноэлектронной спектроскопии, этот уровень стал существенно выше, и результаты экспериментальных исследований явно перестали вписываться в узкие рамки упомянутых теорий. Именно этот конфликт между теорией и экспериментом и послужил причиной проведения настоящей работы. Полученные в ней экспериментальные результаты позволяют сформулировать выводы, находящиеся в некотором диссонансе с существующими теориями фазообразования и упорядочения:

1. Тип химического взаимодействия в сплаве, проявляющийся в виде тенденций к упорядочению или расслоению, определяется степенью локализации 3d-валентных электронов на атомах компонентов. Температуру, при которой происходит изменение знака химического взаимодействия, можно рассматривать как точку фазового перехода «упорядочение-расслоение», протекающего на уровне изменений в электронной структуре.

2. Фазовые переходы «упорядочение-расслоение», протекающие на уровне изменений в электронной структуре, могут привести к «вторичным» фазовым переходам «порядок-беспорядок», протекающим как следствие «первичных» на уровне изменений в микроструктуре.

3. Тип микроструктурных фазовых переходов определяется знаком энергии упорядочения: при отрицательном её знаке (тенденция к упорядочению) в сплаве происходит образование химических соединений; при положительном знаке (тенденция к расслоению) твердый раствор расслаивается на смесь частиц, в каждой из которых в той или иной мере преобладают атомы одного из компонентов.

4. Все сплавы, в которых имеет место тенденция к расслоению, и все сплавы нестехиометрических составов, в которых наблюдается тенденция к упорядочению, начинают свой распад с образования кластеров, т.е. распадаются по спинодальному механизму. Механизм зарождения-роста не подтверждается ни теоретически, ни экспериментально.

5. Области твердых растворов на общепринятых фазовых диаграммах в действительности являются областями, в которых экспериментально обнаружена тенденция к расслоению. Приведет ли эта тенденция к формированию в сплаве микроструктур расслоения, зависит от соотношения энтропийной, упругой и химической компонент свободной энергии в той или иной точке области твердых растворов.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ПОЛЗУЧЕСТИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V

Грабовецкая Г. П., Колобов Ю. Р.*, Мельникова Е. Н.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,

grabg@ispms.tsc.ru

** Белгородский государственный университет, Белгород,*

kolobov@bsu.edu.ru

Проведен сравнительный анализ закономерностей развития пластической деформации при ползучести сплава Ti-6Al-4V (марка ВТ6) в мелкозернистом (средний размер зерен 2 мкм) и субмикрокристаллическом (средний размер зерен 0,7 мкм), полученном воздействием интенсивной пластической деформации, состояниях при температурах $0,45-0,48T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления). Показано, что формирование в двухфазном сплаве Ti-6Al-4V субмикрокристаллической структуры воздействием интенсивной пластической деформации приводит к существенному росту его устойчивости к локализации деформации на макроуровне и сдвигу температурного интервала проявления сверхпластических свойств в область более низких температур.

Установлено, что в интервале температур $0,45-0,48T_{пл}$ значения скорости установившейся ползучести и деформации до разрушения сплава в субмикрокристаллическом состоянии в 2 и более раз выше соответствующих значений для мелкозернистого состояния. Зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения сплава Ti-6Al-4V в обоих состояниях в указанном интервале температур описывается степенным законом ползучести с показателем степени n при индексе напряжения менее 3. При этом значения кажущейся энергии активации ползучести для субмикрокристаллического состояния при температурах $0,45 - 0,48 T_{пл}$ примерно в 1,3 раза ниже соответствующих значений для мелкозернистого состояния и близки к величине энергии активации деформации мелкозернистого сплава в режиме сверхпластичности при температуре $0,6 T_{пл}$ (187 кДж/моль).

Изучено влияние структурного состояния на развитие зернограничного проскальзывания в сплаве Ti-6Al-4V при ползучести. Установлено, что в исследуемом интервале температур вклад зернограничного проскальзывания в общую деформацию при ползучести сплава в субмикрокристаллическом состоянии примерно в два раза выше, по сравнению с мелкозернистым состоянием, и увеличивается с ростом температуры от 58% при 873 К до 77% при 923 К. Предполагается, что уменьшение величины кажущейся энергии активации ползучести сплава Ti-6Al-4V в субмикрокристаллическом состоянии по сравнению с мелкозернистым связано с большей величиной вклада зернограничного проскальзывания в его общую деформацию при ползучести.

Анализ роли зернограничного проскальзывания и внутризеренного дислокационного скольжения в развитии пластической деформации в исследуемом сплаве при ползучести показал, что скорость установившейся ползучести сплава в субмикрокристаллическом состоянии контролируется зернограничным проскальзыванием. При этом основным механизмом аккомодации зернограничного проскальзывания является внутризеренное дислокационное скольжение, контролируемое объемной диффузией. Для сплава в мелкозернистом состоянии в исследуемом интервале температур внутризеренное дислокационное скольжение, контролируемое объемной диффузией, является наиболее вероятным основным механизмом ползучести.

ВЗАИМОСВЯЗЬ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА С ДИАГРАММОЙ СОСТАВ–ТОК

Рублинецкая Ю. В., Слепушкин В. В., Суськина Е. Л., Мощенская Е. Ю.

Самарский государственный технический университет,
july_rub@mail.ru

Диаграммы «состав–ток» являются основным инструментом в исследовании фазового состава и кристаллической структуры сплавов методом локального электрохимического анализа [1]. Установлена корреляция диаграмм «состав–ток» и диаграмм состояния металлических систем сплавов.

На конкретных примерах, рассмотрена взаимосвязь морфологии диаграмм «состав–ток» с фазовым составом сплавов:

- неограниченных и ограниченных твердых растворов;
- эвтектических и перитектических систем;
- металлических систем сплавов с металлическими и промежуточными фазами.

Установлено, что характер диаграмм «состав–ток» зависит не только от фазового состава сплавов, но и от их электронного строения. Так, для неограниченных твердых растворов медь–никель показана взаимосвязь тока растворения сплава ($I_{cпл.}$) с работой выхода электрона ($\Phi_{cпл.}$):

$$I_{cпл.} = \Phi_{cпл.} \frac{I_{Ni}^{max} \cdot N_{Ni} + I_{Cu}^{max} \cdot N_{Cu}}{\Phi_{Ni}^0 \cdot N_{Ni} + \Phi_{Cu}^0 \cdot N_{Cu}} \quad (1)$$

Установлены области составов со статическим распределением атомов в кристаллической решетке и с отклонениями от статического распределения атомов.

Для эвтектических и перитектических систем сплавов найдены параметры распределения фаз в матрице сплава. Так, для доэвтектических систем сплавов, по отношению к каждому из компонентов, зависимость тока растворения фазы сплава определяется следующим соотношением

$$i_{\phi_1} = \frac{2 \cdot i_m}{\sigma \sqrt{2\pi}} \int_0^c e^{-\frac{(C_{\phi_1} - C_m)^2}{2\sigma^2}} , \quad (2)$$

для заэвтектических систем сплавов и перитектических структур

$$i_{\phi_1} = \frac{I_{\phi_1}^{max}}{1 + \frac{C_{\phi_j}}{C_{\phi_1}} \cdot \frac{\gamma_{\phi_1}}{\gamma_{\phi_j}} \left(a \cdot \frac{C_{\phi_1}}{100} + b \right)} , \quad (3)$$

где C_m , σ , a и b – параметры распределения фазы в матрице сплава.

Установлено влияние термической обработки сплавов на морфологию диаграмм «состав–ток».

1. Брайнина Х.З., Нейман Е.Я., Слепушкин В.В. Инверсионные электрохимические методы. М.: Химия. 1988. 239 с.

ПЛАСТИЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ПЛАСТИН САПФИРА, ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПО ПЛОСКОСТЯМ (0001) И (10 $\bar{1}$ 2)

Арендаренко А. А., Литвинов М. Ю.*, Литвинов Ю. М.,
Скворцов В. Н.*, Цыпленков И. Н.

ЗАО “ЭЛМА - Малахит”, Москва, Зеленоград,

* ИМАШ РАН”, Москва

Существуют различные способы определения механических свойств (модуля Юнга E , истинной твердости $H_{ист.}$ и трещиностойкости K_{Ic}), использующие методы непрерывного микро- [1] и наноиндентирования [2] и исключают необходимость микроскопических измерений размеров отпечатков трещин. Для этих целей пользуются исключительно параметрами, извлекаемыми из особенностей кривых нагружения и разгрузки диаграмм вдавливания $F - h$, где F – сила (в Н), а h – глубина проникновения индентора (в мкм). Приведенный модуль Юнга испытываемого материала

$$E' = \frac{E}{1-\nu^2} = \frac{S}{\beta \sqrt{k \cdot h_{nl}^2}}, \text{ где } S = \frac{dF}{dh} - \text{ на начальном участке кривой разгрузки, } \beta =$$

1,034 и $k = 24,5$ для пирамиды Берковича, $\nu = 0,21$ для сапфира. Истинную твердость,

$$H_{ист.}, \text{ определяли по формуле: } H_{ист.} = \frac{F_{max}^3}{9\alpha \cdot (\tan \psi)^2 \cdot W_{nl}^2}, \text{ где } F_{max} - \text{ максимальная нагрузка,}$$

$\alpha = 3\sqrt{3}$, ψ – угол пирамиды Берковича, $W_{пл.} = W_{общ} - W_{упр}$, где $W_{общ}$ – интеграл от кривой нагружения, взятый в пределах от 0 до h_{max} , $W_{упр}$ – интеграл от кривой разгрузки, взятый в пределах от $h_{ост.}$ до h_{max} . Таким образом, для (0001)-плоскости сапфира нашли $E' = 419,9$ ГПа и $H_{ист.} = 79,2$ ГПа; для плоскости (10 $\bar{1}$ 2) – соответственно, $E' = 292,8$ ГПа и $H_{ист.} = 61,3$ ГПа.

K_{Ic} определяется по известной формуле: $K_{Ic} = k \left(\frac{E'}{H} \right)^{1/2} \cdot \left(\frac{F}{c^{3/2}} \right)$, где $k = 0,026$ для сапфира [2]. Длина трещин c определяется по величине протяженности pop-in эффекта на участке нагружения диаграммы $F-h$: $c = \sqrt{2} \cdot (h_m - h_x) + Q \cdot \frac{E'}{H} \cdot h_x$, где $Q = 3,0$ – безразмерный множитель для сапфира. Подставляя в эту формулу значения E'/H для плоскостей (0001) и (10 $\bar{1}$ 2), равные 5,3 и 4,8, а также значения h_m и h_x , равные, соответственно, 2,57 и 0,237 мкм для плоскости (0001) и 2,85 мкм и 0,167 мкм для плоскости (10 $\bar{1}$ 2), получим значения длины трещин 7,07 мкм и 6,14 мкм. Вычисленные значения K_{Ic} оказались равными 9,0 МПа·м^{1/2} и 10,5 МПа·м^{1/2} для плоскостей (0001) и (10 $\bar{1}$ 2). Эти значения не кажутся слишком большими на фоне значения $K_{Ic} = 5,5$ МПа·м^{1/2} для поликристалла Al₂O₃ со средним размером зерна, равным 6 мкм [3].

1. Ю.М. Литвинов, М.Ю. Литвинов. Изв. вузов. Материалы электронной техники. 2004, №4, с.11-16.
2. T.Scholz et. al. Appl. Phys. Letters. 2004, V.84, №16, p.3055-3057.
3. O.Desai, S.Bahadur. Wear. 2001, V.251, p.1085-1093.

АБСОЛЮТНЫЙ МАКСИМУМ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ~ 0,5 % С КАК СЛЕДСТВИЕ НАЛИЧИЯ ФАЗЫ ~ Fe₄₂C

Шахназаров К. Ю., Шахназаров А. Ю.

ООО «Трэк-Авто», Санкт-Петербург,
Jorj6@yandex.ru

П. Обергоффер на отожженных литых сталях показал отчетливый максимум σ_S при ~ 0,53 %С, но не прокомментировал его. Если бы Э. Гудремон провел кривую σ_S – %С по экспериментальным точкам, то максимум был бы при ~ 0,5 %С. Для нормализованных доэвтектоидных сталей — то же, но при 0,6 %С (K.W.Burns, F.B. Pickering). Для сталей с 0,11 – 0,6 %С определялся σ_S , а для сталей с 0,69 и 0,8 % — $\sigma_{0,2}$, что авторы специально отмечают. Это свидетельствует об изменении формы кривых растяжения. Кроме того, ψ у стали с 0,6 % С (43,2 %) больше, чем у ближайших сталей с 0,49 и 0,69 % С (36 и 27,2 %, соответственно). Л.С.Мороз показал отчетливый абсолютный максимум σ_S при ~ 0,5 % С у отпущенных при 600° после закалки сталей; там же находится максимум на кривой напряжения (S_K) в момент разрыва образца. В последнем случае структурно свободного феррита нет, а в первых трех — примерно треть. Цементит в последнем случае – глобулярный. Максимумы являются сингулярными точками, т.е. признаками промежуточной фазы. Независимость положения максимумов (при ~ 0,5 %С) от феррита и цементита может быть обусловлена иерархически более высоким влияющим фактором, чем «металлографическая структура». Таким фактором может быть наличие промежуточной фазы ~ Fe₄₂C.

Поскольку σ_B линейно (аддитивно) зависит от %С (Гудремон), то максимум $\sigma_{0,2}$ при ~ 0,5 % С означает качественное изменение разности σ_B – σ_S , т.е. качественное изменение механического поведения от начала заметного пластического течения (σ_S) до начала потери устойчивости пластического течения – шейкообразования (σ_B).

Правее точки В (> 0,5 % С) расплавы содержат только ГЦК-подобные микрогруппировки, а в «интервале 1550 –1750 ° проявляется минимум плотности при 0,5 % С» (А.А.Вертман, А.И.Самарин), т.е. происходит изменение знака влияния углерода. Можно как угодно относиться к металлургической наследственности, но то же происходит правее максимума σ_S ($\sigma_{0,2}$) при ~ 0,5 % С. Поскольку межфазная граница феррит – цементит непроницаема для дислокаций, то для изменения знака влияния углерода (при увеличении доли цементита) очевидных оснований нет, кроме признания фазы Fe₄₂C.

Если феррит, ответственный за начало пластического течения, считать равновесным, то он является сильно разбавленным по отношению к расплаву и материнской фазе (аустениту) раствором. Поэтому эстафетная передача аномалий свойств при ~ 0,5%С от расплава аустениту, а затем ферриту вряд ли связана с углеродом. По-видимому, причина максимума σ_S закладывалась еще в расплаве и аустените, когда атомы железа и углерода «касались» друг друга, чего они лишены в феррите. «Воспоминание» об этом былом совместном существовании, вероятно, может быть объяснено эффектом «памяти жидкости», заключающемся в сохранении ее характерных свойств после очень сильного, даже в 10^{120} раз, разбавления (E.Davenas). Поэтому, если фаза Fe₄₂C и существует, то в аустените, а аномалии свойств феррита являются отзвуком, «памятью» о ней.

ТЕТРАГОНАЛЬНОСТЬ МАРТЕНСИТА, ИЗМЕНЕНИЕ ЕГО МОРФОЛОГИИ И ПЛАСТИЧНОСТИ КАК СЛЕДСТВИЕ НАЛИЧИЯ ФАЗЫ ~ Fe₄₂C

Шахназаров К. Ю., Шахназаров А. Ю.

ООО «Трэк-Авто», Санкт-Петербург,
Jorj6@yandex.ru

Тетрагональность мартенсита, согласно исторической справке Г.В.Курдюмова, была установлена на сталях с %С > 0,6. Но достаточно сопоставить суждения самого Курдюмова, чтобы поставить под сомнение связь тетрагональности с упорядоченным расположением атомов углерода в решетке: «термодинамический анализ показывает, что теоретически возможно как распределение атомов углерода в междоузлиях только одной подрешетки, так и по всем трем»; тетрагональность не уменьшается после перераспределения атомов углерода из позиций внедрения на дислокации; в железоникелевых сталях «образуется мартенсит с тетрагональной решеткой даже при очень малых концентрациях углерода». Кроме того, Курдюмов предупреждает о необходимости учета сверхструктуры Fe₃Ni при обсуждении природы мартенсита. Между тем, железоникелевый мартенсит является «модельным» (поскольку в нем подавлен самоотпуск во время закалочного охлаждения из-за низкой M_H, и с ним удобно работать). Так, например, изменение морфологии мартенсита от дислокационной (пакетной) к двойникованной (пластинчатой) при % С > 0,6 объясняется, со ссылкой на Крауса и Мадера, аналогией со сплавами, в которых происходит то же при % Ni > 29 (вблизи сверхструктуры ~ Fe₃Ni) (И.И.Новиков). Это позволяет — по аналогии — ставить вопрос о наличии сверхструктуры Fe₄₂C с точкой Курнакова ~ 600° (по данным измерения электросопротивления при 25 – 600 ° (П.Я.Сальдау).

Для Fe₄₂C и Fe₃Ni (точка Курнакова ~ 320 °) характерны аномалии свойств как в аустенитном состоянии, так и в расплавленном (Б.А.Баум, Г.И.Еланский и др.). Обе фазы находятся под изгибами ликвидуса: при ~ 0,5 % С и ~ 30 % Ni (Б.Г.Лившиц). Механизм кодирования и передачи информации от расплава через аустенит к α-твердому раствору вряд ли можно обсуждать серьезно, но феномен металлургической наследственности установлен экспериментально. Проявляет он себя, например: в неспособности феррита сталей с % С > 0,5 упрочняться в результате естественного старения после субкритической закалки; в неспособности феррита быть видманштеттовым; в неспособности мартенсита повышать твердость при % С > 0,5. Перечисленное для расплавов, аустенита, феррита и мартенсита требует иерархически более высокого (доминирующего), чем металлографическая структура, влияющего фактора. Им может быть наличие фазы Fe₄₂C.

Мартенсит сталей стал синонимом твердости и хрупкости, хотя последняя не является «общим свойством, присущим любому мартенситу» (И.И.Новиков), тем более — твердому раствору. Стали с % С < 0,45 успешно эксплуатируются в низкоотпущенном состоянии, т.к. ψ составляет ~ 40 %, а у сорбита той же стали — ~ 60 %; σ_{0,2} при этом различается в ~ 2 раза. Катастрофическую хрупкость мартенсита при % С > 0,5 можно так же умозрительно связать с началом изменения морфологии мартенсита, как и с присутствием элементов внедрения или с наличием фазы Fe₄₂C. Именно вблизи промежуточных фаз происходят радикальные изменения свойств.

ЭФФЕКТ «ПАМЯТИ ЖИДКОСТИ» — ПРИЧИНА АНОМАЛИЙ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ, СИЛУМИНОВ И ЛАТУНЕЙ

Шахназаров К. Ю., Шахназаров А. Ю.

ООО «Трэк-Авто», Санкт-Петербург,
Jorj6@yandex.ru

Эффект «памяти жидкости» (E.Davenas) состоит в сохранении ею характерных свойств после очень сильного разбавления.

Свойства сталей и силуминов, представляющих собой при 20° очень сильно разбавленные твердые растворы относительно их же расплавов, не подчиняются закону Курнакова для сплавов-смесей. У сталей отмечены аномалии свойств при ~ 0,5 и 0,89%С (П.Я.Сальдау), изменение структуры α -твердого раствора при % С > 0,5 (К.Бенедикс, А.Л.Бабошин, П.Я.Сальдау, Г.В.Курдюмов). У эвтектического (~ 12 % Si) силумина явно аномальные максимумы δ и σ_B , а твердость силуминов почти не растет по мере увеличения доли сверхтвердых кристаллов Si до 85%, а затем – очень сильно (Е.М.Савицкий, В.В.Барон). Твердость однофазных α -латуней растет только до ~ 15 % Zn, а затем даже уменьшается (С.И.Губкин, П.А.Захаров), как и давление начала истечения при экструдировании твердого раствора с ~ 15 ат. % Rb в системе К– Rb (Н.С.Курнаков). При ~ 0,5 % С, ~ 85 % Si, ~15 % Zn и ~ 15 % Rb имеют место изгибы ликвидуса. Более мягкие, чем в точках эвтектики и дистектики, которым отвечают яркие индивидуальности — жидкие химические соединения (А.А.Пресняков) и химические соединения, соответственно (Н.С.Курнаков), но заметные. Изгибу ликвидуса в точке В (~ 0,5 % С) отвечает одинаковая реакция электросопротивления и магнитной восприимчивости расплава (~ 1600 °) и аустенита (~ 1100 °) (Б.А.Баум, П.П.Арсентьев, Г.И.Еланский и др.). Таким образом, «память» существует для жидких и твердых растворов (Fe – С, Cu – Zn, К– Rb) одинаковой концентрации.

Последствием эффекта «памяти жидкости», в другой терминологии — эффекта металлургической наследственности, но при очень большом разбавлении твердого раствора, может быть совершенно одинаковый ход кривых зависимости эвтектической концентрации углерода, продолжительности перитектического и эвтектического превращений, температур начала и конца эвтектоидного превращения при нагреве, параметра решетки феррита от продолжительности (5 – 150 минут) выдержки при 1480° расплава синтетического чугуна (3,5 % С). У всех зависимостей экстремум при 120 минутах (Г.М.Кимстач и др.). К началу эвтектоидного превращения феррит является по отношению к расплаву очень разбавленным (в 175 раз) раствором. Но его реакция на время выдержки при 1480° такая же, как реакция расплава с 3,5 % С. Изгибы ликвидуса в точках перитектики (0,5 % С), эвтектики (4,3 % С), изгиб солидуса над эвтектоидной (0,89 % С) точкой отвечают не только изменениям в строении вещества над ними, но и о существенном изменении интервала кристаллизации — «жизненного пространства» четвертого (жидко - твердого) состояния бытования сплавов. Для этого нужен ответственный квант структуры. Полагаем, им может быть «память» о совместном существовании в расплаве, когда разнородные атомы «касались» друг друга, но чего нет в феррите и в кристаллах Si и Al.

«Память» можно «стереть», приготовить сплавы металлокерамическим способом. Это повысило твердость заэвтектических силуминов в 3 – 4 раза, приблизив ее к значениям, диктуемым законом Курнакова об аддитивности изменении свойств сплавов-смесей (Е.М.Савицкий, В.В.Барон). Интересно, что иные попытки изменить «металлографическую структуру», включая горячее прессование, были безуспешны — твердость не изменилась.

МЕТАЛЛИЗАЦИЯ ПРОЗРАЧНЫХ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ – ОДИН ИЗ ВОЗМОЖНЫХ МЕХАНИЗМОВ СОБСТВЕННОГО ОПТИЧЕСКОГО ПРОБОЯ

Карпенко С. В.

*НИИ прикладной математики и автоматизации КБНЦ РАН,
Нальчик*

Интерес к явлению оптического пробоя в прозрачных диэлектриках, прежде всего, обусловлен практическими потребностями лазерной техники, так как решение проблемы фокусировки и передачи мощных лазерных импульсов невозможно без выяснения механизмов лазерного разрушения диэлектриков. В данной работе предлагается механизм оптического пробоя твердых предельно чистых диэлектриков, связанный со скачкообразным сужением запрещенной зоны, то есть «металлизацией» диэлектрика в интенсивном поле световой волны мощного импульса лазерного излучения. Причем теория металлизации рассматривается в формализме функционала электронной плотности.

В большинстве работ, посвященных проблеме оптического пробоя, считается, что взаимодействие лазерного излучения с матрицей вещества ведет к возникновению интенсивной туннельной, ударной или многофотонной ионизации матрицы материала, приводящей к нелинейному накоплению свободных зарядов, что, в свою очередь, вызывает рост поглощения, возникновение плазмы в фокальном объеме и последующее разрушение образца в мощных световых полях. Известные механизмы собственного оптического пробоя рассматривают допороговую ионизацию матрицы, то есть предполагают появление свободных электронов при допороговом возбуждении. Однако имеются экспериментальные работы, в которых показано, что, например, для силикатных стекол и кварца, когда пороги пробоя очень высоки (около 10^{13} Вт/см²), при энергиях кванта излучения, меньших $(1/2)E_{gv}$ (E_{gv} – ширина запрещенной зоны диэлектрика в объеме), не наблюдается образование центров окраски и собственной люминесценции даже при облучении лазерным излучением с мощностью 0,95 – 0,98 от пороговой. Такие результаты невозможно объяснить в рамках лавинной и многофотонной ионизации. В частности, трудно в рамках этой теории объяснить экспериментальный факт несущественной зависимости порога оптического пробоя от частоты падающего света, так как вероятность n – фотонного процесса ($w^{(n)}$) степенным образом зависит от интенсивности падающего излучения: $w^{(m)} \sim I^n$.

В данной работе механизм собственного оптического пробоя диэлектриков связывается со скачкообразным изменением оптических параметров среды, в частности, скачкообразным возникновением спектра электронных состояний, соответствующих обобществлению валентных электронов, то есть «металлизацией» материала при достижении пробивной напряженности электрического поля лазерного излучения. Подобное превращение, в некотором смысле, аналогично переходу Мотта «диэлектрик – металл», но охватывает только электронную подсистему, с другой стороны – оно может рассматриваться как предельный случай эффекта Франца – Келдыша, когда происходит скачкообразное сужение запрещенной зоны в поле световой волны. В результате в центре каустики фокусирующего объектива образуется «металлический» зародыш, поглощение лазерного излучения в котором и приводит к возникновению плазменного облака в фокальном объеме и последующему разрушению образца.

Результаты расчета давлений, при которых осуществляется фазовый переход «диэлектрик – металл», свидетельствуют, что порядок давления, создаваемого в диэлектриках, в частности, в щелочно-галоидных кристаллах, при оптическом пробое под

влиянием мощного лазерного импульса, совпадает с давлением всестороннего сжатия, при котором происходит "металлизация" вещества. Вследствие этого оптический пробой прозрачных предельно чистых диэлектриков может являться следствием скачкообразного сужения запрещенной зоны в интенсивном поле световой волны за счет высоких давлений.

МЕХАНИЧЕСКОЕ СПЛАВЛЕНИЕ Ni/Ta и Ni/Nb. ОБРАЗОВАНИЕ АМОРФНОЙ ФАЗЫ И ЕЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ

Леонов А. В., Стрелецкий А. Н.*

Московский государственный университет им. Ломоносова,

leonov@general.chem.msu.ru

**Институт химической физики им. Н.Н. Семенова РАН*

str@center.chph.ras.ru

Основной целью работы являлось определение концентрационной границы образования аморфной фазы при механическом сплавлении Ni/Ta в области низких концентрации тантала, выяснение термической устойчивости аморфной фазы, а также путей ее кристаллизации. В литературе существуют отрывочные и противоречивые сведения о возможности аморфизации при механическом сплавлении системы Ni/Ta с концентрацией тантала от 20 до 40 ат.%. Второй целью являлось сопоставление закономерностей образования и кристаллизации аморфной фазы в однопольных системах Ni/Ta и Ni/Nb.

Смеси Ni + xTa и Ni + xNb ($x = 20\text{--}35$ ат.%) механически активировали в атмосфере аргона в вибромельнице SPEX-8000 или планетарной мельнице. Структуру, субструктуру и фазовый состав контролировали рентгеновским дифракционным методом. Температурную стабильность полученных фазовых состояний изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии.

Оказалось, что при концентрации тантала 25–35 ат % в результате механического сплавления образуется однофазное аморфное состояние. При концентрации 20 ат.% Ta наряду с аморфной фазой образуется пересыщенный твердый раствор Ni(Ta). Для этого состава распад аморфной фазы протекает двухстадийно. При температурах 450–550⁰C аморфная фаза полиморфно превращается в метастабильную гексагональную ξ -фазу (Ni₄Ta). Энергия активация процесса около 2,5 эВ. При температурах 700–900⁰C происходит дальнейший переход в равновесные фазы Ni₃Ta и Ni₈Ta.

В системе Ni/Nb однофазное аморфное состояние образуется при всех концентрациях от 20 до 35 ат% Nb. В тоже время термическая кристаллизация аморфной фазы протекает по другому механизму. Обсуждаются причины различий термической релаксации в этих двух близких системах.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы ОХНМ «Создание новых металлических, керамических, стекло-, полимерных и композиционных материалов»

ВЫСОКОПРОЧНЫЕ МАГНИТОТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ FeCrCo

Белозеров Е. В., Уймин М. А., Ермаков А. Е

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

Интерес к разработке высокопрочных магнитотвердых сплавов обусловлен необходимостью использования их в качестве роторов высокоскоростных гистерезисных двигателей (ВГД) со скоростями вращения до 150 тыс. Об/мин. Для этого сплавы должны обладать необходимыми гистерезисными и прочностными свойствами, не позволяющими разрушиться ротору под воздействием центробежных сил. Обычно, для этой цели использовали пружинные стали типа 60С2ХА или ВКС (высокопрочные конструкционные стали типа Н18К9М5Т) с условным пределом текучести, характеризующим прочностные характеристики, необходимые для работы ротора $\sigma_{0.2}$ не ниже 1300–1500 МПа, относительным удлинением, характеризующим пластичность δ , не ниже 2,0–2,5% и коэрцитивной силой H_c порядка 20–30 А/см

Применение современных технологий потребовало тяжелых, больших по мощности и производительности ВГД, для чего необходимы большие по величине намагничивающие поля и коэрцитивная сила $H_c = 90–100$ А/см, что потребовало разработки новых материалов.

Сплавы на основе FeCrCo являются перспективными для создания таких материалов. Они дешевы и технологичны для изготовления дисковых роторов, обладают необходимыми магнитными свойствами, но их механические свойства практически вдвое ниже требуемых.

Настоящая работа посвящена изучению возможности достижения уровня магнитных и прочностных свойств сплавов FeCrCo, необходимых для применения их в качестве роторов ВГД. Для решения этой задачи исследовалось: влияние состава с содержанием 22–25Cr и 12–15Co, легирования сплавов V и W в количестве 3 и 9 %, термомеханической обработки с деформацией, равной 0, 40, 60, 80%, а также влияние степени дисперсионного распада в диапазоне температур 580–640 °С.

Показано, что максимальные прочностные и необходимые магнитные свойства достигаются в результате дисперсионного твердения сплавов с составом 22Cr, 15Co, легированных 9% W, после 60% деформации при холодной прокатке в лист

Однако, как оказалось, у сплавов легированных W, процессы дисперсионного распада происходят более интенсивно. По мере старения и с ростом H_c таких сплавов, в аналогичной динамике увеличивается их хрупкость, и величина относительного удлинения снижается до 1–1,5%, что приводит при испытаниях к хрупкому разрушению ротора. Поэтому для вращения ротора без разрушения необходим определенный запас пластичности материала. Исследования показали, что при введении в сплавы Ga относительное удлинение увеличивается до 4,6%

В результате проведенных исследований показано, что сплавы FeCrCo, легированные W и Ga, после термомеханической обработки обладают необходимым для работы ВГД комплексом магнитных и прочностных свойств ($H_c = 90–125$ А/см, $\sigma_m = 120–130$ Гс·см³/Г, $B_r = 0,6–0,65$ Тл, $\sigma_{0.2} = 1300–1600$ МПа, $\delta = 2,0–4,6\%$). В работе обсуждаются возможные причины формирования этих свойств.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Fe–Cr–Ni В ВОЗДУШНОЙ СРЕДЕ

Гончарова Н. В., Махнева Т. М.

Институт прикладной механики УрО РАН, Ижевск
makhneva@udm.net

При исследовании высокотемпературных фазовых превращений в бинарных сплавах на основе Fe–Cr под влиянием воздушной среды выявлены условия, при которых воздух является не только окислительной, но и азотирующей средой. Построены диаграммы растворимости азота воздуха в сплавах с содержанием хрома до 22%. Определен диапазон давлений воздуха и интервал концентраций Cr, при которых растворенный азот стабилизирует высокотемпературное γ -состояние в этих сплавах [1].

Целью настоящей работы стало исследование фазовых $\alpha \Leftrightarrow \gamma$ превращений в сплавах Fe–Cr–Ni в области высоких температур 1073–1573K под влиянием воздушной среды. Моделирование системы “Fe–Cr–Ni – воздух” проведено методами термодинамического моделирования по отработанному алгоритму для системы “Fe–Cr – воздух”. При этом процесс окисления моделируется методом расчета равновесного состава гетерогенной системы при максимальной энтропии (S_{\max}), а процесс абсорбции азота в γ -твердом растворе моделируется с помощью уравнения Вагнера с применением параметров взаимодействия первого порядка, оценивающих степень влияния на абсорбцию азота легирующих элементов Cr и Ni.

Моделирование стадии окисления позволило оценить соотношение и состав образующихся оксидных фаз и изменение химического состава сплава Fe–Cr–Ni в результате взаимодействия с кислородом воздуха, а также остаточное парциальное давление азота в системе “Fe–Cr–Ni – воздух” после окисления. Анализ результатов показал, что в системе имеет место преимущественное окисление хрома, при этом с увеличением давления воздуха содержание Cr в твердом растворе уменьшается, а содержание никеля не изменяется, так как никель – металл сравнительно низкой химической активности, не образующий оксидных фаз.

При анализе результатов стадии азотирования установлено, что в сплавах на основе Fe–Cr–Ni растворимость азота также зависит от давления воздуха, но изменяется через максимум и достигает содержания 0,40 % при температуре 1073 K и 0,52% при 1573 K. Также показано, что растворимость азота в сплавах Fe–Cr–Ni на всем исследуемом интервале давлений несколько ниже, чем в аналогичных условиях в бинарном сплаве Fe–Cr, так как Ni, в отличие от Cr, увеличивающего растворимость, снижает растворимость азота.

В сплавах Fe–Cr–Ni никель, наряду с азотом, вносит существенный дополнительный вклад в стабилизацию высокотемпературной γ -фазы. Экспериментально установлено, что наибольшее суммарное содержание аустенитообразующих элементов в сплаве – никеля и азота – обеспечивает максимальный эффект стабилизации аустенита при охлаждении.

1. Гончарова Н.В., Махнева Т.М. Методология исследования фазовых превращений сплавов Fe–Cr в области высоких температур //Заводская лаборатория. Диагностика материалов.2005. Т. 71. № 3. С.28-33

ОБРАТНОЕ МАРТЕНСИТНОЕ $\alpha \rightarrow \gamma$ - ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛИ 08X15H5Д2Т ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ (ИПД)

Махнева Т. М.

Институт прикладной механики УрО РАН, Ижевск
makhneva@udm.net

Сталь 08X15H5Д2Т относится к классу мартенситных нержавеющей сталей, упрочняемых старением в интервале температур 400–450 °С за счет дисперсионного твердения. После закалки и старения в структуре стали возможно присутствие остаточного аустенита в зависимости от отношения T_i/C [1] и содержания аустенитообразующих элементов [2]. При отпуске и старении, как правило, происходит снятие напряжений всестороннего сжатия, и, если вторичное мартенситное превращение при последующем охлаждении не наблюдается, то наличие аустенита в стали нельзя связывать только с напряжениями сжатия [3]. Как и во всех никельсодержащих сталях [4], в исследуемой стали реализуется мартенситное превращение при нагреве с образованием «обратного» аустенита и частичной или полной его стабилизацией при охлаждении. Степень стабилизации зависит от условий протекания $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения, скорости нагрева, исходного состояния и состояния фаз [5-7].

Автором получены данные о дополнительной стабилизации остаточного аустенита при старении холоднокатаных фольг из исследуемой стали. Уровень стабилизации аустенита при температуре максимального упрочнения достигает, по данным различных методов, 50–70 %. Исследован фазовый состав и период решетки α - и γ - фаз, проведен химический анализ на содержание азота после различных режимов термообработки фольг. Приводится анализ возможных механизмов, ответственных за стабилизацию аустенита при старении. Наиболее вероятным считается снижение критических точек A_n и A_k $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения в интервал температур старения, благодаря высокой скорости нагрева фольг и формированию неоднородности по Cr и Ni, т.к. наряду с процессом стабилизации остаточного аустенита происходит расслоение хромоникелевой матрицы на два твердых раствора различной легированности по Cr. Возникновение неоднородности по Cr по времени предшествует стадии образования аустенита

1. Махнева Т.М., Махнев Е.С. // МиТОМ. 1990. № 8. С. 40-43.
2. Звигинцев Н.В., Лепехина Л.И., Михайлов С.Б. и др. //Гр. Вуз. РФ, сб.: Термическая обработка и физика металлов. Свердловск. 1978. В. 4. С. 56–62.
3. Юшкевич П.М. // МиТОМ. 1961. № 7. С. 11-14.
4. Козловская В.И., Потак Я.М., Оржеховский Ю.Ф. // МиТОМ. 1969. № 5. С.61-66.
5. Кардонский В.М. // ФММ. 1975. Т. 40. В. 5. С.1008-1011.
6. Махнев Е.С., Махнева Т.М. // В сб: Мартенситные превращения в металлах и сплавах. Доклады межд. конф. Киев: Наукова Думка. 1979. С.180-184 .
7. Махнева Т.М., Елсуков Е.П., Воронина Е.В. // ФММ. 1991. № 5. С.130 - 136.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА СТРУКТУРУ УПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ СПЛАВОВ A_3B

Старостенков М. Д., Дудник Е. А.*

Алтайский государственный технический университет им.И.И.Ползунова, Барнаул

** Рубцовский индустриальный институт, Рубцовск,*

dudnik@rubtsovsk.ru

Изменение состояния атомного порядка существенно влияет на различные свойства сплавов. Одними из основных дефектов строения упорядочивающегося сплава являются антифазные границы (АФГ), характеризующиеся различной ориентацией плоскостей их залегания. Исследование состояния атомного порядка вблизи критической температуры фазового перехода порядок-беспорядок, выявление механизмов разупорядочения в областях, содержащих АФГ, является актуальным.

В настоящей работе исследовались консервативные или сдвиговые границы, образованные чистым сдвигом, и неконсервативные или термические границы, имеющие диффузионное происхождение. Консервативные антифазные границы изменяют элементы симметрии кристаллической решетки; неконсервативные, кроме симметрии, изменяют концентрацию атомов в плоскости залегания границы. Первая исходная конфигурация сплава содержала сдвиговую границу $1/2\langle 001 \rangle$ и представляла собой два трансляционных антифазных домена. Во второй конфигурации два домена состыкованы биатомной $1/2\langle 101 \rangle$ и моноатомной $1/2\langle 011 \rangle$ термическими границами. Методом компьютерного моделирования исследовалась роль антифазных границ на процесс разупорядочения в модельном сплаве Cu_3Au сверхструктуры $L1_2$. Диффузия атомов по вакансионному механизму осуществлялась методом Монте-Карло с использованием положений статистической теории упорядочивания. Для активизации процесса диффузии в кристалл вводилась случайным образом вакансия, затем производился нагрев в интервале от 400 до 800 К и выдерживался до установления равновесных значений параметров порядка и энергии сплава. Размер расчетного блока содержал $2 \cdot 10^5$ атомов, на границы расчетного блока накладывались периодические условия.

Получены характеристики процесса разупорядочения, имеющие место при температуре ниже T_k (температуры фазового перехода), вблизи T_k и выше T_k . Термические границы имеют относительно высокую энергию образования дефекта по сравнению со сдвиговыми границами, процесс разупорядочения вблизи них идет интенсивнее. Равновесная степень дальнего порядка в плоскости залегания термических АФГ и вблизи лежащих плоскостей снижается за счет сегрегации точечных дефектов и их комплексов на границе. Механизм разупорядочения сплава вблизи сдвиговых границ имеет свои особенности. Наблюдалось движение сдвиговой границы, за счет флуктуации происходит ее фасетирование. Вблизи T_k длина сдвиговой границы оказывается меньшей по сравнению с длиной термической, за счет сохранения крупнодоменной структуры. С повышением температуры термическая граница размывалась, а сдвиговая граница фасетировалась. Длина сдвиговой границы становилась больше термической. В случае сдвиговой АФГ, в отличие от термической границы, степень дальнего порядка в соседних плоскостях с плоскостью залегания понижалась незначительно, и сохранялась до тех пор, пока процесс разупорядочения не происходил во всем объеме сплава. Таким образом, влияние различных типов АФГ, имеющих различные энергии образования дефекта, на процесс фазового перехода порядок-беспорядок не одинаково. Механизмы разупорядочения вблизи различных типов АФГ оказываются индивидуальными.

РОЛЬ ВАКАНСИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ В СПЛАВЕ Cu_3Au

Старостенков М. Д., Дудник Е. А.

Алтайский государственный технический университет им.И.И.Ползунова, Барнаул

** Рубцовский индустриальный институт, Рубцовск,*

dudnik@rubtsovsk.ru

Основной задачей теории фазового перехода порядок – беспорядок является определение критической температуры структурных превращений T_k , выявление особенностей состояния атомного порядка, получение структурно-энергетических характеристик сплава до T_k и после T_k .

В настоящей работе методом компьютерного моделирования исследуется процесс диффузии атомов по вакансионному механизму и его роль в разупорядочении сплава Cu_3Au сверхструктуры $L1_2$. Диффузия атомов осуществлялась методом Монте-Карло с использованием положений статистической теории упорядочивания. Атомы находятся в узлах трехмерной г.ц.к. решетки. Размер расчетного трехмерного блока содержал $(36 \times 36 \times 36)$ атомов, на границы расчетного блока накладывались периодические условия. Компьютерный эксперимент выполнялся в модели жестких сфер с дискретным распределением энергии взаимодействия атомов в трех первых координационных сферах. В кристалл вводилась определенная концентрация вакансий, затем производился его нагрев до заданной температуры, и выдержки до установления равновесных значений таких параметров, как конфигурационная часть свободной энергии и параметров порядка.

При введении одной вакансии в интервале температур ниже T_k или на первом этапе процесса разупорядочения в структуре материала образовывались пары точечных дефектов замещения; параметр дальнего порядка близок к единице и составил порядка 0,99. При увеличении количества вакансий до 4, с условием сохранения стехиометрии, параметр порядка незначительно понижался до 0,98.

С ростом температуры до $0,6T_k$ наблюдалось увеличение числа точечных дефектов замещения и их укрупнение, образование комплексов точечных дефектов замещения. Параметр дальнего порядка понижался до 0,97 и 0,96 при наличии одной и четырех вакансий, соответственно. При температуре $0,8T_k$ наблюдалось активное образование точечных дефектов замещения и их объединение. Области, содержащие комплексы из точечных дефектов замещения, группируются в кластеры со своим локальным порядком. С увеличением концентрации вакансий процесс разупорядочения происходил интенсивнее. С ростом температуры и времени увеличивалось число комплексов точечных дефектов замещения и их размеры в сплаве. Кристалл разбивался на упорядоченные домены с неупорядоченными прослойками, межфазными границами.

При дальнейшем нагревании до T_k происходит измельчение упорядоченных доменов и расширение области разупорядочения, параметр порядка стремится к нулю. Выше температуры фазового перехода T_k доля атомов, занимающих правильное положение в кристаллической решетке, оказывается малой. В то же время в разупорядоченной области появляются вторичные зародыши упорядоченной фазы, в сплаве устанавливается локальный порядок.

ФОРМИРОВАНИЕ ЗОНЫ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ 65Г ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ

Целлермаер И. Б., Иванов Ю. Ф.*, Коновалов С. В., Громов В. Е.

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

** Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*
yufi@mail2000.ru

Исследования, выполненные методами дифракционной электронной микроскопии на различных структурно-масштабных уровнях, выявили множественные изменения предварительно закаленной стали, инициированные электронно-пучковой обработкой. А именно: в слое, расположенном в зоне термического влияния обнаружены допревращение остаточного аустенита; перестройка дислокационной субструктуры и снижение скалярной плотности дислокаций; изменение морфологии и частичное растворение цементита «самоотпуска»; повторное выделение частиц цементита на границах ячеек, фрагментов и в полосах измененного контраста. В слое, расположенном в зоне твердофазного (с участием $\alpha \Rightarrow \gamma \Rightarrow \alpha$ полиморфного превращения) преобразования, выявлены формирование зерен и субзерен; преобразование карбидной фазы с образованием глобулярных частиц цементита, расположенных в стыках границ зерен, пакетов, субзерен и фрагментов, строчек частиц вдоль границ кристаллов мартенсита и протяженных прослоек в объеме кристаллов; формирование вдоль границ раздела цементит-феррит прослоек остаточного аустенита, расположенных как в объеме, так и вдоль границ кристаллов мартенсита; формирование островков остаточного аустенита в стыках границ зерен, пакетов и кристаллов мартенсита; формирование островков вновь образованного (реверсивного) мартенсита, кристаллы которого характеризуются весьма малыми размерами. Рассмотренные преобразования структуры носят существенно незавершенный характер и протекают в условиях сохранения морфологии мартенситной структуры, сформированной в результате предварительной закалки стали. В слое, кристаллизующемся из расплавленного состояния, обнаружено формирование поликристаллического агрегата на основе α -фазы, размеры зерен которого изменяются в пределах от десятых долей до единиц и десяткой микрометра. В зернах микронных размеров наблюдается закалочная структура, подобная структуре, образующейся в стали при печных режимах термической обработки под закалку. Снижение величины зерен до субмикронных размеров приводит к существенному (в 1,5–4,0 раза) уменьшению продольных и поперечных размеров кристаллов мартенситной фазы. В кристаллитах зеренного типа, размеры которых не превышают $\sim 0,5$ мкм, выявлено формирование морфологически двухосновной структуры, состоящей из центральной части и протяженной прослойки, разделяющей соседние кристаллиты. Принимая во внимание тип дислокационной субструктуры (плотные дислокационные сетки) и высокий уровень плотности дислокаций ($\langle \rho \rangle \sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$), сделано заключение о формировании в зернах размерами $\leq 0,5$ мкм одного кристалла мартенсита (зерно – кристалл мартенсита). Высказано предположение, что прослойки α -фазы, окаймляющие зерна субмикронных размеров, являются поверхностным мартенситом и сформировались в результате приготовления фольги.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ И НЕСТАЦИОНАРНОСТЬ ТЕЧЕНИЯ ГЦК МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Белоусов Н. Н.

Донецкий физико-технический институт им. А.А.Галкина Нан Украины

bil@hpress.fti.ac.donetsk.ua

Исследование влияния структурно-фазовой нестабильности наноматериалов на характер деформационно-кинетических процессов пластического течения является одной из актуальных задач современной физики прочности и пластичности.

Материалом исследования выбраны: медь, гетерофазные сплавы меди (латунь, бронза), высокоазотистая сталь (X18AG10N16, $C_n = 0,06 \div 0,57\%N$) в исходном аустенитном состоянии. Для изменения фазового состава сталь ($C_n = 0,06\%N$) подвергалась следующей термомеханической обработке: а) $T = 80$ К, $\varepsilon = 15\%$, отпуск при $T = 720$ К, $t = 30$ мин (фазовый состав: аустенит 40%, мартенсит 60%); б) $T = 80$ К, $\varepsilon = 20\%$, отпуск при $T = 720$ К под напряжением $\sigma = 0,5\sigma_{0,2}$, $t = 60$ мин (фазовый состав: аустенит 10%, мартенсит 90%); Наноструктурирование осуществлялось методом кручения ($n \geq 3$) под давлением ($P \geq 5$ ГПа) в наковальнях Бриджмена. Размеры образцов: диаметр 8 мм, толщина 0,25 мм. Деформация растяжения осуществлялась при различных температурах ($T = 300 \div 1000$ К) в структурно-деформационном комплексе ИМАШ2075-2167P50 при постоянной скорости изменения силы $10 \div 100$ Н/с в режиме знакопостоянного циклирования (ЗПЦ) по нагрузке (мягкий режим) в диапазоне изменения силы от 50 Н до $5 \cdot 10^4$ Н за один цикл. Записывались кривые циклической ползучести $\varepsilon(t)$. При исследовании исходных гетерофазных сплавов меди и высокоазотистой стали на монотонно возрастающей зависимости $\varepsilon(t)$ при температуре $T \geq 500$ К обнаружены участки нестационарного пластического течения. После деформации кручения под давлением усиливается нестационарность течения и изменяется характер скачкообразной деформации. Выделены и исследованы средние значения характерных параметров скачкообразной деформации: количество и амплитуда скачков на различных участках кривой циклической ползучести $\varepsilon(t)$; количество микроступеней на макроскопических скачках; критическая деформация появления скачков на кривой ползучести; длительность скачков и скорость деформации на фронте скачков. Исследованы температурная и деформационная зависимости параметров скачков, характеризующих нестационарный характер пластического течения в условиях нагружения с постоянной скоростью изменения силы. Установлено, что скачкообразная пластическая деформация отсутствует на образцах меди и высокоазотистой стали, находящихся в однофазном состоянии, и максимально проявляется в гетерофазных образцах после кручения под давлением в температурной области структурно-фазовой нестабильности. Обнаружено, что циклическая деформация (жёсткий режим) гетерофазных материалов в температурной области структурно-фазовой нестабильности, приводит к повышению релаксационной стойкости и смещению критической деформации начала нестационарного течения к более высоким температурам и постепенному затуханию процесса нестационарного течения. Показано, что циклическая деформация гетерофазных материалов приводит к изменению соотношения различных фазовых составляющих и стабилизации структуры, что, со своей стороны, способствует получению наноструктурных материалов со стабильными физико-механическими свойствами.

О ВЛИЯНИИ ДИФФУЗИОННЫХ И БЕЗДИФФУЗИОННЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА ОБРАЗОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЮ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

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

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

Увеличение плотности дефектов кристаллического строения ведет, с одной стороны, непосредственно к изменению свойств, а с другой – воздействует на них опосредованно через влияние на фазовые и структурные превращения, изменяя их температурно-кинетические параметры и морфологию образующихся фаз. Знание особенностей фазовых и структурных превращений требуется при создании перспективных технологий, сочетающих формоизменение и деформационно-термическую обработку.

Исследованы железо, содержащее менее 0,001 % углерода, конструкционные стали 20Г2Р, 30Г2Р и аустенитная сталь 4Х14Н14В2М. При деформации под давлением до 11 ГПа в железе не происходит ни диффузионных, ни бездиффузионных фазовых превращений. В сталях 20Г2Р и 30Г2Р при деформации происходит растворение цементита и диффузионный сток атомарного углерода на дефекты кристаллического строения. В стали 4Х14Н14В2М давление 10 ГПа инициирует сдвиговое γ - ϵ превращение, под давлением до 6 ГПа ϵ -фаза не образуется.

Показано, что в конструкционной стали, по сравнению с железом, появление первых микрокристаллитов с высокоугловыми границами и переход к однородной субмикрокристаллической (СМК) структуре, образованной такими микрокристаллитами, происходят при меньших степенях деформации. В то же время, увеличение в исследованных пределах содержания углерода в стали мало влияет на соответствующие степени деформации. Деформация на стадии СМК структуры активизирует растворение карбидов и сопровождается более сильным упрочнением и измельчением микрокристаллитов в стали 30Г2Р, исходно содержащей большую объемную долю карбидов.

В стали 4Х14Н14В2М в отсутствие сдвигового превращения (деформация при 6 ГПа) переход к СМК структуре происходит при деформации $e = 4,8$. Повышение давления от 6 до 10 ГПа приводит при деформации к образованию 10–15% ϵ -фазы. Сдвиговое превращение, являющееся дополнительным механизмом релаксации, замедляет рост твердости, измельчение элементов структуры и достижение стадии однородной СМК структуры (вплоть до $e = 8,5$ эта стадия не достигается).

Перераспределение атомов углерода между карбидами, твердым раствором, дислокациями и высокоугловыми границами микрокристаллитов изменяет относительный вклад в твердость различных типов упрочнения и параметры уравнения Холла–Петча при смене стадии структурного состояния. Сталь, содержащая ϵ -фазу, имеет более высокую твердость при равных размерах элементов структуры.

Таким образом, диффузионное перераспределение углерода оказывает влияние на эволюцию СМК структуры при деформации. Сдвиговое γ - ϵ превращение задерживает наступление стадии СМК структуры.

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

Электронно-микроскопическое исследование выполнено в ЦКПЭМ ИФМ УрО РАН.

ОБРАТНОЕ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ПРИ ШЛИФОВАНИИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5

Виноградова Л. А. *)

РГУ нефти и газа им. И.М.Губкина, Москва

vinogradoval@bk.ru

Изучали структуру и твёрдость поверхностного слоя стали Р6М5, подвергнутой после стандартной термической обработки (Зак.1220⁰С, отп. 560⁰С, ≈ 900НV) шлифованию кругами на основе электрокорунда (ЭК) и кубического нитрида бора (КНБ), режущие зёрна которых существенно различались по твёрдости: ≈ 2500НV и ≈ 8000НV. Режимы шлифования были характерными для заточки инструментов: $V_{кр} = 20$ м/сек., $S = 2$ м/мин., глубина резания $t = 0,02$ и $0,05$ мм/дв.ход. В результате шлифования кругами ЭК при $t = 0,05$ на поверхности формируется зона вторичнозакалённого светлого, нетравящегося слоя глубиной 10–15 мкм с увеличенной твёрдостью: ≈ 1100НV, под которым располагается перотпущенный тёмный, легко травящийся слой глубиной до 40–50 мкм с пониженной твёрдостью: ≈ 700 – 750НV. Указанные изменения структуры и твёрдости поверхности были выражены значительно меньше в результате шлифования кругами ЭК при $t = 0,02$ и полностью отсутствовали после шлифования кругами КНБ при $t = 0,02$ и $0,05$.

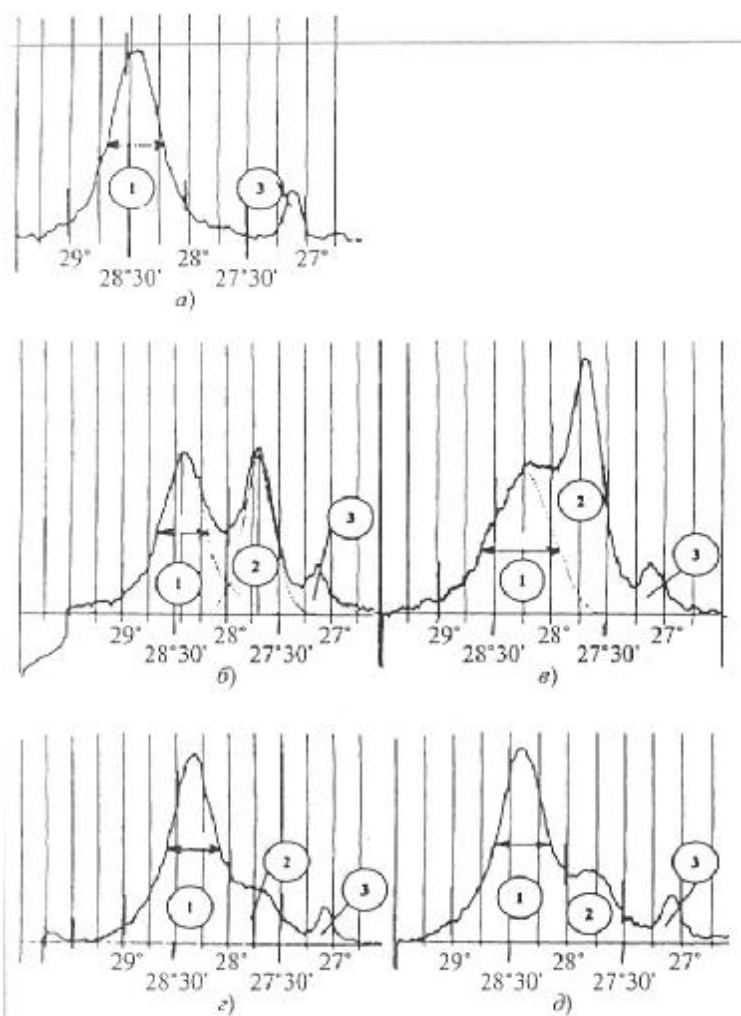


Рис.1. Рентгенограммы: *a* – исходной структуры стали Р6М5; *б, в* – после шлифования электрокорундом: $t = 0,02$ мм, $A = 48\%$ и $t = 0,05$ мм, $A = 60\%$ соответственно; *г, д* – после шлифования КНБ: $t = 0,02$ мм, $A = 17\%$ и $t = 0,05$, $A = 25\%$ соответственно; 1 – мартенсит – {110} – {101, 011}; 2 – аустенит – {111}; 3 – карбид M_6C – {333}

которым располагается перотпущенный тёмный, легко травящийся слой глубиной до 40–50 мкм с пониженной твёрдостью: ≈ 700 – 750НV. Указанные изменения структуры и твёрдости поверхности были выражены значительно меньше в результате шлифования кругами ЭК при $t = 0,02$ и полностью отсутствовали после шлифования кругами КНБ при $t = 0,02$ и $0,05$. Образование светлого и тёмного слоёв принято объяснять нагревом шлифуемой поверхности до температуры выше критических точек стали благодаря выделению большого количества теплоты в результате затупления зёрен электрокорунда. Действительно, на рентгенограмме поверхности, шлифованной кругом ЭК с $t = 0,05$ (рис. 1*в*), зафиксировано появление остаточного аустенита (≈60%) и мартенсита закалки. Об этом свидетельствует то, что по сравнению с линией отражения мартенсита отпуская от нешлифованной поверхности с исходной структурой (рис.1 *a*) его

*) В работе принимали участие А.К. Онегина и И.С. Андронникова

линия значительно шире (на $\approx 30\%$), заметно сдвинута в область меньших углов отражения (на $\approx 15'$ по шкале θ) и отличается выраженной асимметрией формы. Определение концентрации углерода в мартенсите по асимметрии линии отражения показало, что она равна 0,5%. Вместе с тем, появление линий отражения аустенита от поверхностей, отшлифованных кругами ЭК при $t = 0,02$ (рис.1 б) и кругами КНБ (рис.1 з, д), не позволяет считать его вторичным, т.к. металлографический анализ выявил отсутствие вторичнозакалённого светлого и переотпущенного тёмного слоёв в этих условиях шлифования. Характерно, что при этом ширина линий отражения мартенсита, их угловое положение (межплоскостные расстояния) и симметричный профиль сохраняются в точности такими же, как и у линии отражения мартенсита нешлифованной поверхности (ср.рис.1 а, б, з, д). Эти результаты указывают на образование аустенита при температуре не выше 560°C , и, следовательно, на протекание обратного мартенситного превращения под воздействием больших напряжений сдвига, характерных для шлифования. Показательно, что сопротивление сдвигу по плоскостям $\{110\}$ – $\{101,011\}$ решетки мартенсита, которые становятся плоскостями $\{111\}$ решетки аустенита в процессе обратного превращения, является минимальным. Термодинамика не исключает это превращение, так как удельный объём мартенсита больше, чем аустенита, подобно тому, как соотносятся удельные объёмы графита и алмаза.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ g-e-a' МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С НИЗКОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Киреева И. В., Чумляков Ю. И.

Сибирский физико-технический институт, Томск,
kireeva@spti.tsu.ru

На $[011]$ -, $[-111]$ -, $[-123]$ -, $[012]$ -, $[001]$ - монокристаллах аустенитной нержавеющей стали Fe–17%Cr–12%Ni–2%Mn–0,75%Si (мас.%) с низкой энергией дефекта упаковки $\gamma_0 = 0,01$ Дж/м² при $T = 77$ К методами рентгеноструктурного анализа и электронной микроскопии исследовано развитие γ - ϵ - α' мартенситного превращения (МП) при деформации растяжением в зависимости от ориентации оси кристалла и температуры испытания. Показано, что γ - ϵ - α' МП в монокристаллах стали наблюдается в ходе пластической деформации при $T < 193$ К.

Установлено, что при $T = 77$ К величина деформации скольжением, предшествующей γ - ϵ МП, зависит от ориентации оси кристалла. В $[011]$ -, $[-111]$ - кристаллах при растяжении γ - ϵ МП развивается с начала пластического течения $\epsilon \leq 3\%$, тогда как в $[-123]$ -, $[012]$ - кристаллах после значительной деформации скольжением $\epsilon = 16$ –70%, соответственно, когда ось кристалла в ходе пластической деформации достигает симметрии $[001]$ - $[-111]$. Физическая причина ориентационной зависимости γ - ϵ МП связана с влиянием внешних напряжений σ на величину расщепления полной дислокации $a/2\langle 110 \rangle$ на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$, которые создают зародыши ϵ -фазы.

Показано, что ориентационная зависимость деформации скольжением, предшествующей γ - α' МП, определяется двумя факторами: ориентационной зависимостью деформации скольжением до γ - ϵ МП и зависимостью от ориентации работы U , необходимой для образования кристаллов α' -мартенсита. Ориентационная зависимость деформации скольжением, предшествующей γ - ϵ МП приводит к развитию γ - α' МП в

[-111]-, [011], [-123]- [012]- кристаллах с различной степенью дефектности и, соответственно, при разном уровне напряжений $\sigma_{кр}$. В [001]- кристаллах γ - α' МП макроскопически не наблюдается из-за подавления γ - ϵ МП в данных кристаллах.

Впервые в [011]-, [-111]-, [-123]-, [012]- монокристаллах стали Fe-17%Cr-12%Ni-2%Mn-0,75%Si обнаружено развитие γ - α' МП при $T = 300$ К после предварительной деформации при $T = 77$ К. Выявлены условия для развития γ - α' МП при $T = 300$ К, которые определяются предварительно заданной деформацией при $T = 77$ К, в ходе которой должно развиваться γ - ϵ МП и происходит образование зародышей α' -мартенсита. Критические напряжения $\sigma_{кр}$ для развития γ - α' МП при $T = 300$ К после предварительной деформации при $T = 77$ К оказываются в 1,5–2 раза меньше, чем $\sigma_{кр}$ для развития γ - α' МП при $T = 77$ К.

Разработана термодинамическая схема, которая объясняет зависимость $\sigma_{кр}$ для развития γ - α' МП от ориентации кристалла при $T = 77$ К и падение $\sigma_{кр}$ для γ - α' МП при $T = 300$ К в кристаллах, предварительно деформированных при $T = 77$ К.

КЛАССИФИКАЦИЯ ГРУППИРОВОК КРИСТАЛЛОВ МАРТЕНСИТА ОХЛАЖДЕНИЯ {15 10 3} В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Панкова М. Н.

ФГУП ЦНИИЧМ им. И.П.Бардина, Москва,
glezer@imph.msk.ru

Распространенное в настоящее время разделение продуктов $\gamma \rightarrow \alpha$ мартенситного превращения в сталях и сплавах на основе железа только по морфологическому признаку (речный или пакетный, бабочка, линзовидный, и пластинчатый мартенсит), нельзя называть классификацией, поскольку в данном случае не выделены обязательные для любой классификации таксономические категории (ранги). Более того, выбор самих морфологических форм неудачен, поскольку в нем смешаны разные понятия. Так «бабочка (напоминающий бабочку)» мартенсит – не особый морфологический тип мартенситных кристаллов, а один из вариантов группировки частично двойникованных мартенситных кристаллов линзовидной формы с изотермической кинетикой образования и габитусной плоскостью {522}. Пакетный мартенсит – группировка мартенситных кристаллов не только речной морфологии, но линзовидной и пластинчатой тоже.

Классификация мартенситных структур только по одному какому-то признаку – кинетическому (адиабатическая или изотермическая кинетика превращения), морфологическому (речный, линзовидный или пластинчатый, дислокационный, частично или полностью двойникованный мартенсит), кристаллографическому (тип индексов габитусной плоскости {557}, {112}, {225}, {259} или {15 3 10}), по способу группировки пластин мартенсита (пакет, тетраэдр, ромбическая дипирамида, ромбическая пирамида с обратным ростом, тупоугольные сростки, зигзагообразные группы, и т.д.) или по месту образования (массивный, поверхностный) – вообще невозможна.

Предлагается классификация группировок α -мартенсита охлаждения {15 10 3} в сплавах на основе железа на основе таксономических категорий, учитывающих морфологические (в том числе, внутреннюю структуру), кинетические и кристаллогеометрические (индексы габитусных плоскостей) признаки мартенситных структур.

ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В КРИСТАЛЛАХ С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА

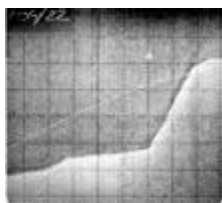
Кустов А. И.

Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж

akvor@yandex.ru

Исследование фазовых превращений в кристаллах представляет наиболее объективную информацию при проведении его с использованием различных, взаимодополняющих методов. К таким методам исследований следует отнести развивающиеся последние 15–20 лет методы акустомикроскопической дефектоскопии (АМД) [1, 2]. В работе представлены результаты применения сканирующего акустического микроскопа (САМ) для анализа фазовой структуры кристаллических материалов.

Прямым методом наблюдения и определения размеров фазовых областей является метод акустической визуализации [2], который базируется на различии их акустических импедансов ($\rho_{\text{ф}} \cdot v_{\text{R}}$). Данное различие приводит к изменению акустического контраста на видеоизображении и четкому выделению границ фаз (рис.1 и 2).



а)



б)

Рис. 1. Дофинейские двойники в кварце (а – акустика, масштаб 20 мкм/дел., Hg , $Z = -7$ мкм, $f = 402$ МГц, б – оптическ., $200\times$).

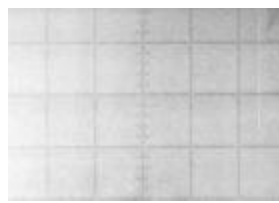


Рис. 2. Акустическое изображение поверхности монокристалла $Si \langle 111 \rangle$ ($f = 403$ МГц, H_2O , масштаб 18 мкм/дел., $Z = -4$ мкм).

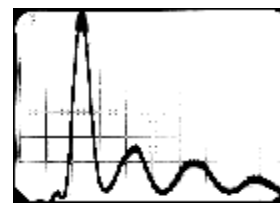


Рис. 3. Характерная $V(Z)$ -кривая для кремния $Si \langle 111 \rangle$ (масштаб по горизонтали: 1 дел. = 15,2 мкм).

Отличие скоростей ПАВ в А и В областях кварца на $0,37-0,41 \cdot 10^3$ м/с (т.е. на ~10%) позволяет надежно устанавливать конфигурацию их границ (рис.1а). Какая-либо информация на оптическом изображении той же области (рис.1б) отсутствует. Фазовая однородность такого монокристаллического материала как кремний $Si \langle 111 \rangle$, как, впрочем, и любого другого диэлектрика, оценивалась по акустомикроскопическим изображениям (см. рис.2). Областей фазовых неоднородностей с размерами ≥ 1 мкм выявлено не было. Простой переход на гигагерцевый диапазон рабочих частот обеспечивает обнаружение неоднородностей с меньшими на порядок размерами. Еще более широкие возможности обнаружения и характеристики фаз в кристаллах предоставляет метод $V(Z)$ -кривых [3]. Пример такой кривой для $Si \langle 111 \rangle$ демонстрируется на рис.3. При зондировании области другой фазы меняется высота ($\Delta V/V\%$) главного максимума, расстояние (ΔZ_N) между характерными максимумами, что свидетельствует об изменении значений коэффициента затухания АВ, скорости ПАВ и ряда других характеристик. Безусловно, применение САМ существенно расширит возможности изучения фазовых превращений в кристаллах.

1. Кулаков М.А., Кустов А.И., Морозов А.И. Сканирующий акустический микроскоп // Приборы и техника эксперимента, 1986 - № 2. - С.194-196.
2. Кустов А.И., Мигель И.А., Суходолов Б. Г. Изучение влияния различных видов ТМО на структуру и свойства сталей и сплавов // "МиТОМ", 1998 - № 4 - С.29 –32.
3. Кустов А.И., Буданов А.В., Кустов А.И. Изучение структурного строения и свойств сталей акустомикроскопическими методами в условиях внешних воздействий // Вестн. Тамб. Унив. Серия: Естест. и техн. науки, Т.5, вып.2-3. – 2000. - С.324-326.

ИЗУЧЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КРИСТАЛЛОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА ИХ ПРОЧНОСТЬ, МЕТОДАМИ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТОСКОПИИ

Мигель И. А., Кустов А. И.*

Воронежское высшее военное авиационное инженерное училище,
* Воронежский государственный педагогический университет,

akvor@yandex.ru

Прочностные параметры определяются структурным строением кристаллов, их фазовым составом, наличием и размером неоднородностей. Изучение физических характеристик кристаллов, влияющих на их прочность, требует решения комплекса взаимосвязанных задач. Во-первых, необходимо наблюдать и характеризовать фазовую структуру, используя при этом низкоэнергетические, неразрушающие методы. Они должны быть широкоформатными, т.е. обеспечивать выявление и анализ ряда известных и новых параметров, позволять выявлять их взаимосвязь, обладать высокой степенью локальности. Во-вторых, физические характеристики кристаллов необходимо получать в виде набора числовых данных, что дает возможность выявлять диапазон их флуктуаций, оценивать степень предельности материала, предвосхищать его поведение. В-третьих, полученные корреляционные зависимости “характеристика материала – параметр внешнего воздействия” следует использовать для определения момента пере-

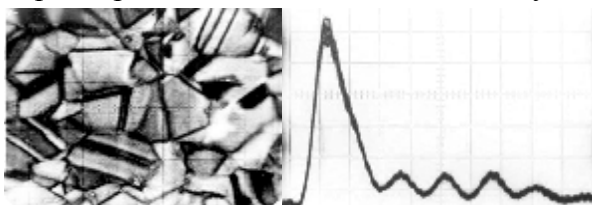


Рис. 1.

Рис. 2.

хода кристалла в запределное состояние. Все три перечисленные задачи исследования кристаллов успешно решаются методами акустомикроскопической дефектоскопии [1-3]. На рис.1 демонстрируется акустическое изображение полированной поверхности стального образца (ст. 06Х14Н8МД2Т, Нг, масштаб: 18 мкм/дел.,

$Z = -11$ мкм). По нему определялись размеры фазовых областей, их конфигурация и процент площади в растре. По размеру зерна из выражения Холла–Петча (1) оценивался уровень прочности исследуемого поликристаллического материала:

$$s_{0,2} = s_0 + k d_3^{-1/2}, \quad (1) \quad v_R = v_l \cdot \left[1 - \left(1 - \frac{v_l}{2 \cdot f \cdot \Delta Z_N} \right)^2 \right]^{-\frac{1}{2}} \quad (2)$$

Другой способ оценки прочностных характеристик стали основан на использовании $V(Z)$ -кривых. По формуле (2) рассчитывалась скорость ПАВ, и по ее значению определялся процент аустенита. Характерная кривая для исследуемой стали приведена на рис.2 (H_2O , по вертикали: 1 В/дел., по горизонтали: 10,6 мкм/дел., $\Delta Z_N = 13,74$, $v_R = 2,98 \cdot 10^3$ м/с).

Таким образом, методы акустомикроскопической дефектоскопии позволяют рассчитывать прочностные параметры поликристаллической стали различными способами.

1. Кустов А.И., Агапов Б.Л. Использование акустического микроскопа в дефектоскопии конденсированных материалов // Письма в ЖЭТФ, 1994 - Т. 20, вып.17. - С.51-55.
2. Кустов А.И. Дефектоскопия стеклянных материалов и методы акустической микроскопии // "Физика и химия стекла", 1998 - Т.24, №6. - С.817-824.
3. A.V. Budanov., A.I.Kustov, I.A.Migel The Study of Changes of Physical - Mechanical Properties of Materials in a Condensed State...// NATO Science Series, II. Mathematics, Physics and Chemistry, ed. T.N.Veziroglu, Dm.Schur, Vol. 72. – 2004. - P.203-215.

ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ДИФФУЗИИ ПРИ СОЗДАНИИ ПО КОМПЛЕКСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ЖАРОПРОЧНОГО СЛОИСТОГО МАГНИЕВО-АЛЮМИНИЕВОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО КОМПОЗИТА

Арисова В. Н., Самарский Д. С., Трыков Ю. П.

ВолгГТУ, Волгоград,
mv@vstu.ru

Развитие современной техники невозможно без использования материалов, обладающих особыми физическими, химическими, механическими, технологическими и эксплуатационными свойствами.

Создание принципиально нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов (СИК) – позволяет получить комплекс таких ценных свойств, как коррозионная стойкость, электропроводность, жаропрочность, износостойкость.

СИК на основе алюминия предназначены для использования в конструкциях с высокой удельной прочностью ракетно-космической и авиационной техники. Разработка и создание нового многослойного жаропрочного интерметаллидного композиционного материала системы Al–Mg требует постановки и проведения специального поискового исследования с использованием комплексной технологии, включающей сварку взрывом (СВ) с последующей прокаткой или без нее, но с термической обработкой с целью создания на межслойной границе диффузионных прослоек с требуемыми свойствами. В композите, состоящем из разнородных по физико-механическим свойствам металлов, возможно протекание диффузионных процессов и, как следствие, образование промежуточных прослоек на границе соединения при последующих технологических и эксплуатационных нагревах. Это приводит к существенному изменению служебных свойств композиционного материала.

Для исследований были получены трехслойные Al–Mg–Al заготовки, сваренные на оптимальных режимах и обладающие прочностью соединения, соответствующей наиболее слабому из свариваемых металлов – алюминию. Металлографические исследования соединения магния с алюминием АД1+МА2-0 в исходном состоянии (после СВ) показали, что интерметаллидных фаз в зоне контакта не образуется. Начиная с температуры 150 °С, происходит формирование локальных участков диффузионной прослойки. Рост диффузионной прослойки идет в сторону Al. Увеличение времени выдержки и температуры приводит к увеличению толщины прослоек (4 ч., 400 °С – 140 мкм, 12 ч., 400 °С – 210 мкм). Измерения микротвердости диффузионной прослойки показали, что она обладает высокой твердостью 2–3 ГПа (1 ч., 150 °С) и 4,5–5 ГПа (12 ч., 400 °С).

Фазовый состав диффузионной прослойки проводился послойно рентгеноструктурным анализом. Результаты показали, что на расстоянии 0,12 мм от верхней границы раздела в алюминиевом слое обнаруживаются, кроме Al, фазы Mg_3Al_2 , Mg_2Al_3 и $Al_{12}Mg_{17}$. В Al наблюдается значительный разброс значений периода a кристаллической решетки по сечению, что связано с образованием твердых растворов переменной концентрации и неравномерностью новых фаз, образовавшихся вследствие диффузионных процессов при термообработке магниево-алюминиевого композита. При полностью стравленном верхнем слое алюминия присутствуют только интерметаллиды Mg_2Al_3 и Mg_3Al_2 .

ТЕОРЕТИКО-ГРУППОВЫЕ ПРИНЦИПЫ ТЕКСТУРНОГО АНАЛИЗА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Яшников В. П.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Московской области,
yashnik@issp.ac.ru*

Математический аппарат трехмерных вращений имеет многочисленные и глубокие приложения в современных исследованиях кристаллографической текстуры, как весьма удобное и эффективное средство для количественной характеристики пространственной ориентации зерен (кристаллитов) в поликристаллических материалах (как металлических, так и неметаллических). Описание ориентации зерна (кристаллита) посредством операции вращения не вызывает каких-либо принципиальных трудностей в случае материала с триклинной кристаллической симметрией, поскольку в этом случае имеется взаимно однозначное соответствие между геометрически возможными ориентациями решетки зерна и операциями вращения пространства образца.

Если, однако, решетка зерна обладает собственными осями поворотной симметрии, взаимно однозначное соответствие между зеренными ориентациями и операциями вращения оказывается нарушенным, вследствие чего интерпретация данных ФРО может быть существенно затруднена (из-за наличия областей повторяемости), в особенности для материалов с высокой симметрией решетки зерна.

В связи с этим возникает проблема построения максимальной топологически связной подобласти группы трехмерных вращений $SO(3)$, внутренние точки которой находились бы во взаимно-однозначном соответствии с ориентациями зерна материала, а форма области была бы максимально простой в некотором геометрическом смысле. Это и составляет содержание *проблемы приведения ориентационного пространства кристаллографической текстуры*.

Развит единый теоретико-групповой подход к проблеме приведения ориентационного пространства кристаллографической текстуры. После предварительного рассмотрения группы трехмерных вращений $SO(3)$ введено понятие углового расстояния между вращениями и проанализированы различные классы преобразований сохраняющих угловое расстояние: левые и правые групповые трансляции, внутренние автоморфизмы, неевклидовы вращения, движения общего вида, а также несобственные инверсионные преобразования группового пространства вращений. Рассмотрены аналогии с построениями классической кристаллографии и введены разбиения Дирихле–Вороного пространства вращений, двойственные к произвольному конечному семейству вращений. Показано, что разбиение Дирихле–Вороного, двойственное к собственной точечной группе решетки зерна исходной ориентации в материале, является регулярным по отношению к группе правых трансляций пространства вращений, порожденной элементами этой точечной группы. Число геометрически различных многогранников, участвующих в разбиении Дирихле–Вороного, совпадает с порядком собственной точечной группы решетки зерна исходной ориентации.

Показано, что истинное ориентационное пространство текстуры (в отсутствие симметрий образца) может быть получено переходом к топологическому замыканию любой из областей Дирихле–Вороного с последующим отождествлением кристаллографически эквивалентных вращений принадлежащих топологической границе области.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЧАСТИЦ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПЕРЕВРАЩЕНИЯ В Al_2O_3

Кузнецов С. И., Тарасова Е. Ю., Петров А. Л., Саблукова И. В.*, Сычева О. А.*

Самарский филиал Физического института им. П.Н. Лебедева РАН,
kat@fian.smr.ru

* ЗАО «ВНИИОС НК», Новокуйбышевск

В работе представлены результаты исследования кинетики фазовых превращений гидроксида алюминия $\text{Al}(\text{OH})_3$ в $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ при нагреве в электрической печи.

В качестве исходного обрабатываемого материала использовался полученный по sol-gel технологии $\text{Al}(\text{OH})_3$ различной дисперсности: с размером частиц от 20 до 50 мкм и размером менее 100 нм.

Термическая обработка гидроксида алюминия проводилась в лабораторной камерной электропечи SNOL 6,7/1300. Время выдержки обрабатываемого материала при постоянной температуре варьировалось от 1 до 120 минут, температура обработки – от 1000 до 1300 °С. Структура материалов изучалась методами седиментационного анализа, измерения насыпной плотности и удельной поверхности. Фазовый состав определялся методом рентгенофазового анализа (РФА) на установке ДРОН-3 с использованием $\text{Cu K}\alpha$ – излучения.

Установлено, что отжиг при температуре 1100 °С в течение 120 минут полностью переводит $\text{Al}(\text{OH})_3$ микронного размера в $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, тогда как гидроксид алюминия нанометрового диапазона при аналогичном времени отжига переходит в $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ при температуре 1200 °С. При этом переход $\text{Al}(\text{OH})_3$ микронного размера в $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ резкий, то есть через два часа выдержки при температуре 1100 °С в составе материала существует только фаза $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, которая полностью отсутствует в материале, обработанном при температуре 1050 °С. Для субмикронного гидроксида заметное количество $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ появляется при температуре 1100 °С наряду с фазами δ и $\theta\text{-Al}_2\text{O}_3$. Увеличение температуры обработки приводит к увеличению содержания в материале $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ при одновременном снижении содержания других высокотемпературных фаз.

Отжиг исследуемых материалов при фиксированной температуре 1200 °С и временах выдержки от 1 до 50 минут показал, что гидроксид микронного размера переходит в $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ практически полностью при времени выдержки 15 минут, причём значительное количество $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, согласно РФА, образуется уже через 1 минуту отжига. Гидроксид нанометровых размеров полностью переходит $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ примерно за 50 мин., хотя и в этом случае наличие $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ фиксируется РФА через 1 мин. отжига.

Полный переход $\text{Al}(\text{OH})_3$ в $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ при температуре 1300 °С происходит при одной минуте выдержки для частиц как микронного, так и нанометрового диапазонов.

Таким образом, проведённые эксперименты показали, что кинетика структурно-фазовых превращений гидроксида алюминия при нагреве зависит от размеров структурных составляющих: чем мельче исходный материал, тем медленнее протекают фазовые преобразования и тем выше температура, при которой происходит полное превращение гидроксида в $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$. Не исключено, что структурно-фазовые превращения идут разными путями для частиц исходного гидроксида различных размеров. Однако это утверждение требует дальнейшей экспериментальной проверки.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ Р6М5 ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ

Володин Т. В., Володин В. Л., Громов В. Е.

СибГИУ, ОАО «ЗСМК», Новокузнецк,
volodina_of@zsmk.ru

В настоящей работе представлен метод магнитно-импульсного упрочнения (МИУ), при котором образцы или изделия помещали в переменное магнитное поле индуктора, создаваемое электрическим разрядом батареи импульсных конденсаторов. Физическая сущность метода поверхностного упрочнения сплавов заключается в создании вихревых токов большой плотности, вследствие чего поверхностный слой металла разогревается до температур фазового превращения (и даже оплавляется), и в нем, под воздействием сильных магнитных полей и пластических деформаций, возникает мелкодисперсная структура, являющаяся промежуточной между структурами обычной закалки и металлическими стеклами.

Для сравнительной оценки влияния разных видов импульсных воздействий на износостойкость образцы из инструментальной стали испытывались в условиях масляно-абразивного износа по схеме диск–колодка. На износостойкость испытывали также сверла диаметром 6 мм из стали Р6М5 одной плавки по 10 штук на каждый вид упрочнения по числу просверленных отверстий. Кроме этого проводились стендовые испытания дисковых фрез, в качестве критерия износа было выбрано относительное изменение площади износа задней режущей грани зуба фрезы.

Кроме магнитно-импульсного упрочнения (МИУ) применяли фрикционно-упрочняющую – (ФРУО) и механоультразвуковую обработку (МУО) образцов из исследуемой стали, а также их подвергали поверхностному пластическому деформированию (ППД); режущие части инструментов подвергали воздействию быстрых концентрированных плазменных потоков (БКПП).

Теплостойкость и износостойкость стали Р6М5 наиболее эффективно повышается в результате магнитно-импульсного упрочнения. При этом оптимальной микротвердостью поверхности стали следует считать значение HV 7-9 ГПа, когда обеспечиваются наилучшие свойства материала с точки зрения его сопротивления износу и повышения теплостойкости.

Поверхностный слой («белый слой» – БС) стали Р6М5 после МИУ характеризуется структурой мелкоиглочатого малоуглеродистого мартенсита, мелкодисперсных легированных карбидов и повышенным содержанием остаточного аустенита с мелким зерном. После импульсных поверхностных воздействий наблюдается дробление блока структуры, возникновение двойников деформации систем $(111)_\gamma$ и $(202)_\gamma$.

Пластическая деформация в процессе МИУ, измельчая структуру, вызывает релаксацию упругой энергии и препятствует росту кристаллов (игл) мартенсита при охлаждении, при этом количество мартенсита увеличивается не за счет роста величины кристаллов (игл), а за счет повышения их количества. Уширение дифракционных максимумов на рентгенограммах линий $(202)_\gamma$ свидетельствует о пластическом деформировании аустенита, что повышает температуру мартенситного превращения в процессе МИУ и ускоряет превращение аустенита в мартенсит.

В БС после МИУ наблюдается увеличение дефектности кристаллического строения, резко увеличивается плотность дислокаций, рассчитанная по величине физического уширения линии $(110)_\alpha$. В стали после МИУ наблюдается значительное снижения как среднего диаметра карбида и расстояния между ними, так и повышение площади межфазной поверхности: карбид-матрица

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛА МЕДИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ

Первухина О. Л.

ИСМАН, Черноголовка,
opervukhina@mail.ru

Для исследования формирования структуры при высокоскоростной деформации был взят монокристалл меди, имеющий форму полого цилиндра, ось которого совпадает с направлением [134]. В экспериментах использована схема взрывного нагружения, обеспечивающая приложение внешней нагрузки в направлении, близком к радиусу цилиндра. Особенностью такого нагружения является последовательная смена ориентации кристалла относительно радиуса цилиндра. Очевидно, что активность действующих систем скольжения в данных условиях нагружения должна определяться анизотропией кристаллической решетки. В рассматриваемом случае, при радиальном нагружении цилиндра, можно выделить и ориентировки кристалла, близкие к направлению границ стандартного стереографического треугольника, и “мягкие” ориентировки. Таким образом, изначально, условиями нагружения, задаются неоднозначные условия деформирования, что обуславливает поведение монокристалла как структурно неоднородной среды и определяет его фрагментацию на макроуровне.

После взрывного нагружения вследствие фрагментации монокристалла его форма из цилиндрической стала фигурной, так как в процессе деформации с двух противоположных сторон произошло затекание во внутреннее отверстие отдельных частей кристалла.

В связи с тем, что при изменении ориентации кристалла меняется как набор систем, участвующих в скольжении, так и их количество, в разных частях нагруженного монокристалла должны проявляться различные варианты систем скольжения. Результаты экспериментов показывают, что высокоскоростная деформация не оставляет времени на последовательное подключение систем скольжения с ростом деформации, как например, в кристаллах ориентированных для одиночного скольжения при статических условиях нагружения. В данном случае, для каждой заданной ориентации кристалла относительно радиуса образца реализуется только система скольжения, имеющая наибольшее значение фактора Шмида.

Особый интерес представляют направления, имеющие равнонагруженные системы скольжения. В частности, для ориентировки $[0\bar{1}1]$ 4 системы скольжения с высоким фактором Шмида являются равнонагруженными, а для ориентировки $[100]$ высокий фактор Шмида имеют уже 8 систем скольжения (4 плоскости по 2 направления в каждой). В последнем случае все плоскости скольжения сопряжены между собой, и образуемый ими тетраэдр оказывается “заперт”, препятствуя скольжению.

Различный характер деформирования отдельных областей кристалла обуславливает возникновение неоднородного напряженного состояния и локализованного пластического течения как канала релаксации, определяя границы фрагментов. Облегченное движение по границам фрагментов при затекании полости цилиндра определяет внешнюю и внутреннюю огранку монокристалла после нагружения. Взаимодействие фрагментов по типу сдвиг + поворот приводит к вдавливанию отдельных фрагментов в полость. Локализация деформации на границах фрагментов и затекание в полость фрагментов как целых указывает на то, что возможности высокоскоростного деформирования по кристаллографическим механизмам исчерпываются и деформация переходит на не кристаллографический уровень.

СИЛА ЛОРЕНЦА ОПРЕДЕЛЯЕТ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ВОДЕ (ПО ДАННЫМ РАБОТЫ [1])

Кисель В. П.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Моск.обл., kisel@issp.ac.ru

«Самые интересные открытия часто рождаются именно на стыках наук»

Н.Н. Семенов

1. Из рис.1a,b в [1] следует, что, как и в кристаллах при магнитоэластическом эффекте (МПЭ), заметный макроскопический МПЭ в воде, фиксируемый по относительному изменению макроскопического угла смачивания (МУС) (определяемому по поверхностным натяжением – характеристикой механической жесткости жидкости – аналогом предела упругости), наблюдается только при:

- а) активной деформации воды (при возвратно-поступательном движении с $f = 0,5$ Hz или течении с постоянной скоростью 0,2 м/сек). В квазистатических условиях (аналог – кристаллы с введенными дислокациями, но не подвергавшиеся нагружению) при воздействии магнитного поля МПЭ в воде слабее, чем во время ее деформации. Это связано с тем, что в кристалле с дислокациями всегда происходит их спонтанное перемещение под действием внутренних напряжений, проявляющееся в постоянном присутствии так называемого “мгновенного” скачка пробегов дислокаций к моменту травления или приложения магнитного поля [2-3]. Для воды точно такую же роль играют всегда присутствующие в покоящейся жидкости конвекционные течения [4]. Таким образом, с возрастанием скорости и степени деформации воды МПЭ в ней усиливается.
- б) введении кластеров-преципитатов примесной фазы (в кристаллах - переход от закаленного к отожженному состоянию). Для воды – это кластеры газообразного O_2 ; при этом изменения в рамановском спектре – рис.2 в – подтверждают наличие деформаций (изгибы и растяжения) в сетке водородных связей воды подобно тому, как это наблюдается вокруг преципитатов в твердых телах – источников напряжений для двойного поперечного скольжения дислокаций (ДПС) [5,6]. Введение в воду ионных электролитов Na^+Cl , K^+Cl , $Ca^{2+}Cl_2^{-2}$ (10^{-2} моля) не оказывает влияния на МУС, вероятно, из-за слабой кластеризации этих ионов в разбавленных растворах и, соответственно, малых механических возмущений в сетке водородных связей. Тот факт, что только наличие O_2 (или O_2 в составе воздуха, но не N_2 или CO_2) в воде имеет значение для наблюдения МПЭ, означает, что крупными источниками внутренних напряжений являются преципитаты в виде клатрато-гидратов O_2 [1], наблюдаемые с помощью микроскопа [4,7], в создании которых возможно участие перекиси водорода, присутствующей в аэрированной воде, и дефектов структуры воды [7]. Это согласуется с тем, что после прекращения действия магнитного поля МУС и рамановский спектр воды постепенно возвращаются к исходным значениям, что соответствует снятию внутренних напряжений (возврат и отжиг) в кристаллах после деформации. Аналогичный эффект дают нагревание, добавление полярной жидкости или ультразвуковая обработка омагниченной воды (разрушение гидратов O_2). Таким образом, с ростом концентрации примесной фазы (в воде – до 10^{-3} мол/дм³ O_2) и размеров кластеров величина МПЭ возрастает – рис 1a [1]. Обработка воды очень слабыми (нетепловыми) магнитными полями также увеличивала концентрацию кластеров в воде и изменяла ее физико-химические свойства [7].
- в) возрастание степени деформации, концентрации преципитатов в кристаллах способствует увеличению концентрации оборванных связей, вакансий и междоузлий, что для воды соответствует в том числе и увеличению концентрации гидроксильных групп ОН. Увеличение числа дефектов должно ослаблять жесткость омагни-

ченной воды [8]. Однако данные о коррозионных свойствах воды после МПЭ свидетельствуют о снижении в ней количества гидроксильных групп – рис. 2d [1]. Многочисленные факты тождественности деформационных свойств воды и твердых тел [2], а также толкование разупрочнения воды как и кристаллов при МПЭ через деформационное разупрочнение объясняют понижение концентрации радикалов [5]. Авторы [1] наблюдаемый эффект объяснить не могут.

2. Из рис.1в [1] следует, что, как и предел упругости в кристаллах, кинетические зависимости МУС имеют характерную S-образную зависимость от времени магнитной обработки: наличие времени задержки перед механическими изменениями во время и после МПЭ, уменьшение/возрастание МУС и выход его величины на стационарное значение или насыщение.

3. Разупрочнение твердых тел обычно ведет к возрастанию их электросопротивления, что наблюдается и для воды при МПЭ – рис. 2с [1].

4. Циклическая вольтметрия (деформация аэрированной воды током) также вызывает эффект разупрочнения, проявляющийся в увеличении электросопротивления и уходе электронов от атомов водорода – окисление воды. Возникающая при этом сила Лоренца объясняет известное влияние магнитного поля на окисление, химические реакции, фазовые переходы, магнитосопротивление и т.д., что вызывает дополнительную деформацию молекул, микро- и макроскопических тел под действием движущихся зарядов [2].

5. Понижение давления в омагниченной воде способствует уменьшению скорости и размеров, изменению формы роста кристаллов CaCO_3 , получаемых при химической реакции – рис. 2е, 3 [1]. это согласуется с изменениями пластичности и скорости фазовых переходов в кристаллах и т.д.[2], а также с тем, что, как сообщалось ранее, очистка воды от растворенного в ней воздуха-примеси способствует соединению ее с маслом при циклической деформации (как в технологиях гомеопатии, механического сплавления, акустохимии, механохимии).

6. Данные разделов 1-5 свидетельствуют о полном подобии МПЭ в кристаллах и жидкостях, причем, для объяснения всей совокупности данных нет никаких оснований для привлечения механизмов спиновых реакций или магнетонного механизма. Существующие данные по возможному существованию магнитных моментов в расплавах металлов [9] не могут объяснить наблюдаемые эффекты, так как магнитное упорядочение в воде и кристаллах должно их упрочнять. Изучение всех аспектов МПЭ в кристаллах свидетельствует об определяющей роли силы Лоренца, способствующей быстро скользящим вдоль движущихся винтовых дислокаций заряженным ступенькам преодолевать примесные преципитаты. В движущейся воде с кластерами роль заряженных ступенек могут играть оборванные связи молекул. О реальной возможности решающей роли силы Лоренца в МПЭ в кристаллах свидетельствуют прямые наблюдения ступенек, скользящих вдоль дислокаций при их движении, а также еще около около трех десятков дополнительных свидетельств [10].

1. Otsuka I. , Ozeki S. J. Phys. Chem. B. 2006, v. 110, No 4, pp 1509-1512.
2. Kisel V.P.et al. Proc.2nd Int.Conf. Funct.Foods for Cardiovascular Diseases,Dallas, Nov. 2005.
3. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Петржик Е.А. ФТТ, 1993, т. 35, No 2, с. 320-323.
4. Смирнов А.Н., Лапшин В.Б., Бальшев А.В., Лебедев И.М., Гончарук В.В., Сыроешкин А.В. Химия и технология воды. 2005, т. 27, No 2, стр. 111-123.
5. Смирнов Б.И. Дислокационная структура и упрочнение кристаллов.Л., Наука,1981,236 с.
6. Kisel V.P. Mater. Sci. Eng. A, 1993, v. 164, pp 356-359; *Ibid.* 2001, v. 309-310, pp 97-101.
7. Химия и жизнь, 2005, No 8, с. 5-6.
8. Родникова М.Н., Вальковская Т.М. и др. Журн. физ. химии, 2003, т. 77, No 10, 1917-1918
9. Patty M., Schoen K., Montfrooij W. УФН, 2005, 175-862 <http://arXIV.org/abs/cond-mat/0506612>
10. Кисель В.П. Тезисы доклада о МПЭ в кристаллах - настоящий сборник.

СВЕТ КАК ИСТОЧНИК ДЕФОРМАЦИИ. ФОТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ВОДЕ (ПО ДАННЫМ РАБОТЫ [1])

Кисель В. П.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Моск. обл.,
kisel@issp.ac.ru

Из литературы известно, что при освещении полупроводниковых углеродных нанотрубок на их концах возникает разность потенциалов в 1,5 V. Однако из данных работы [2], рис. 2с следует, что возникающая при освещении углеродных нанотрубок в системе нанотрубки–вода разность потенциалов в 1,5 V недостаточна для активной анодной реакции разложения аэрированной воды, поскольку этот процесс начинается лишь при внешнем напряжении $U = 2,35$ V.

1. Однако эксперимент показывает, что быстрые незатухающие вспышки, освещающие жесткую систему С-нанотрубка – вода, создают большое количество газообразного H_2 по реакции окисления воды $H_2O = 1/2O_2 + 2H^+ + 2e$, сопровождающейся эмиссией избыточных зарядов [1].
2. В то же время при освещении быстрыми вспышками более пластичной системы графит-вода (упрочнение воды на границе углерод-вода слабее [3]) число продуктивных вспышек быстро затухает. Важно отметить, что при этом усиление затухания во втором случае вызвано не исчерпанием запаса неразложившейся воды и не отсутствием генерации 1,5V, как это могло быть без полупроводниковых нанотрубок, а, прежде всего, из-за увеличения порогового значения энергии для оптического пробоя в более пластичной среде потому, что именно пластификация воды, как, например, при МПЭ в [2], рис. 2с, увеличивала значения пороговых напряжений в вольтамперных зависимостях. Соответственно, это проявляется в заметно меньшем выделении газа H_2 и в отсутствии видимой эмиссии тока.
3. Такое же различие свойств типично для деформации воды различной жесткости [1,4], а также для фотопластического эффекта (ФПЭ) как в твердых телах, так и в воде при высокоскоростном нагружении, поскольку эффект в воде зависит от [1]:
 - а) прерывания и скорости нагружения (освещения),
 - б) вида, состояния и определенного содержания примесей (воздуха в воде [2]),
 - в) степени деформации и упрочнения среды;
 - г) сопровождается фототоком,
 - д) коррелирует с остальными различиями деформационных свойств воды с разным поверхностным натяжением (степенью жесткости или упрочнения) [2-4].
 - е) подтверждается деформационными свойствами света в твердых телах, воде и биологических тканях [3-5], наличием светового давления.

1. Guo D-Z., Zhang G-V, Zhang Z-X. et al. J. Phys. Chem. B, 2006, v. 110, No 4, pp 1571-1575
2. Otsuka I., Ozeki S. J. Phys. Chem. B. 2006, v. 110, No 4, pp 1509-1512.
3. Кисель В.П. Сб. трудов “Нетрадиционные природные ресурсы, инновационные технологии и продукты”. Вып.10. М, РАЕН, 2003, с.183-196. www.treskunov.narod.ru
4. Kisel V.P., Kisel N.S. Proc. 2nd Int. Conf. “Functional Foods for Cardiovascular Diseases”, 15-16 Nov. 2005, Dallas, TX, USA, 21 pp (printed in April 2006).
5. Kisel V.P. Preprint cond-mat/0009246 at <http://XXX.lanl.gov> (2000)

СИЛА ЛОРЕНЦА ОПРЕДЕЛЯЕТ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В КРИСТАЛЛАХ И ПРИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ

Кисель В. П.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Моск. обл.,
kisel@issp.ac.ru

Facts do not cease to exist because they are ignored.

Aldous Huxley

Как уже неоднократно отмечалось ранее [1], данные литературы прямо свидетельствуют о полном подобии магнитоэластического эффекта (МПЭ) при деформации и фазовых переходах, причем, для объяснения всей совокупности данных нет никаких оснований для привлечения механизмов спиновых реакций или магнетонного механизма. Любое структурное упорядочение в кристаллах и жидкостях (при отжиге, одновременном воздействии электрического поля/облучения частицами и нагружения) их разрушает. Аналогичный эффект имеет место и для МПЭ:

- а) именно сила Лоренца играет роль фактора упорядочения, способствующего преодолению примесных преципитатов при скольжении заряженных ступенек вдоль подвижных винтовых дислокаций (наблюдается *in situ*) или оборванных молекулярных связей в движущейся воде [1,2];
- б) локальная сила Лоренца, действующая на ступеньку в магнитном поле H , набегающую на тормозящий преципитат в кристаллах, сопоставима по величине с силами, вызывающими макроскопический (1–100%) акустоэластический эффект при осциллирующих вне основной плоскости скольжения напряжениях $< 10^{-4}S$ (S – напряжение течения) и $\ll 10^{-5}S$ для единичных дислокаций, действующий как в области пластичности, так и при разгрузке в квазиупругой области) [3]; оценки напряжений для движения дислокаций во вторичном рельефе Пайерлса еще меньше [2];
- в) разупрочнение и упрочнение при МПЭ зависят от ориентации магнитного поля H по отношению к направлению движения винтовых сегментов со ступеньками на краевых дислокациях в полном соответствии с ориентацией движущей силы Лоренца [4–5,7], зависят от типа, концентрации и состояния примесей, плотности ростовых дислокаций и размера зерен, температуры, амплитуды и скорости изменений нагрузки [5] или магнитного поля [5,7,8], что соответствует влиянию этих параметров на торможение дислокаций и характеристики линий скольжения, параметры упрочнения [2], то есть на двойное поперечное скольжение (ДПС) дислокаций у преципитатов как в обычных условиях, так и при сверхпроводящем переходе [2,6,9]. Изменение числа подвижных дислокаций, движущихся в разных направлениях под действием возрастающих нагрузок [8] или внутренних напряжений плюс влияние магнитного поля в МПЭ [8] также подтверждает единую механическую природу сил, управляющих деформацией и МПЭ;
- г) При ультравысоких скоростях возрастания/спада H и нагрузки деформация NaCl осуществляется при сверхмалых H [7] – новое подтверждение решающей роли резкого падения высоты ДПС (в соответствии с [2,9]) и роста скорости движения ступенек в МПЭ.

1. Кисель В.П. Межд. конф. "Влияние электромагн. полей на деформ. и разрушение тверд. тел", Тез. докл., Воронеж, сентябрь 1996, с.24. Тезисы докладов настоящей конференции. Kisel V.P. et al. Philos. Mag. A, 1993, v. 67, p.343; Phys. Stat. Sol. (a), 1995, v.149, p. 61;
2. Kisel V.P. Mater. Sci. Eng. A, 1993, v. 164, pp 356-359; *Ibid.* 2001, v. 309-310, pp 97-101. Proc. IX Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, Haifa, July 1991, London/Freund, p.601

3. Лебедев А.В., Буренков Ю.А., Голубенко Т.И. ФТТ, 1999, т. 35, No 2, с. 420-430.
4. Урусовская А., Смирнов А., Беккауэр Н. Тез. докл. конф. (1) с. 23. Пис. ЖЭТФ, 1997, т. 65, с. 470
5. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Петржик Е.А. ФТТ, 1993, т. 35, No 2, с. 320-323
6. Kisel V.P. et al. Proc. 2nd Int. Conf. Funct. Foods for Cardiovascular Diseases, Dallas, Nov. 2005
7. В. А. Морозов. ФТТ, 2003, т. 45, No 10, с. 1839-1841.
8. Даринская Е.В., Петржик Е.А., Ерофеева С.А., Кисель В.П. Пис. в ЖЭТФ, 1999, т. 70, с. 298.
9. Смирнов Б.И. Дислокацион. структура и упрочнение кристаллов. Л, Наука, 1981, 235 с

ПОВОРОТ-РАЗРЫВ МОЛЕКУЛЯРНЫХ СВЯЗЕЙ, СКОЛЬЖЕНИЕ И ПЕРЕПОЛЗАНИЕ СТУПЕНЕК НА ДИСЛОКАЦИЯХ ОПРЕДЕЛЯЮТ ИХ ИСХОДНО СКАЧКООБРАЗНОЕ ДВИЖЕНИЕ И ПЕРЫВИСТОЕ ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ

Кисель В. П.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Моск. обл.,
kisel@issp.ac.ru

If 40 million people say a foolish thing, it not becomes a wise one.

W. Somerset Maugham

Исследовалось влияние последовательно прикладываемых нагрузок сжатия или сжатия–растяжения при напряжениях ниже и выше предела текучести на движение краевых и винтовых дислокаций и полос скольжения в монокристаллах номинально чистых и примесных кристаллов NaCl при температурах 4.2, 77 и 298 К. Предварительный отжиг при $T > 0,6T_{\text{melt}}$ и многолетнее пребывание кристаллов при комнатной температуре ($0,3T_{\text{melt}}$) практически исключали влияние старения на движение дислокаций. При всех нагрузках синхронизованное скачкообразное движение дислокаций и полос скольжения носит затухающий характер, усиливающийся в полосах скольжения, с понижением температуры, увеличением содержания примеси, при растягивающих или уменьшающихся нагрузках. При этом не обнаружено влияния внутренних напряжений от дислокационных скоплений (линий скольжения) на подвижность отдельных дислокаций. Преодолев определенное расстояние, контролируемое внешними условиями и состоянием кристалла, дислокации полностью тормозились. Движение отдельных дислокаций и в полосах скольжения можно было возобновить только при увеличении температуры испытаний или существенном увеличении нагрузки, причем, это происходило только размножением – последовательным развитием полос скольжения, субграниц и границ зерен [1]. В чистом NaCl при малых нагрузках наблюдалось время задержки в движении дислокаций, часть дислокаций во время нагружения под действием линейного натяжения сдвигалась в направлении, обратном приложенной силе, и этот процесс затухал по мере роста нагрузки или пробега дислокаций. В чистом NaCl наблюдалось поперечное скольжение винтовых дислокаций, а также следы – дебрисы позади подвижных полупетель, число которых увеличивалось, а размер уменьшался с ростом нагрузки. Обнаружено влияние повторяющихся нагрузок и времени между ними на рост пробега дислокаций по сравнению с таким же нагружением суммарной длительности подобно тому, как ранее аналогичное разупрочнение было обнаружено для дислокаций в InSb [2], при макродеформации нанокристаллических сплавов титана, его сплавов и меди [3]. Полученные данные непротиворечивым образом объясняются определяющей ролью двойного поперечного скольжения и переползания дислокаций, внешней нагрузки на их движение при всех типах деформации [1,5]. При деформации одиночных молекул наблюдаются все стадии кривых ползучести, типичные для микро-/ макромас-

штабной пластичности. Изначально сильная скачкообразная деформация соответствует последовательным поворотам-разрывам молекулярных связей [4]. Механизмы деформации молекул сохраняются в широком диапазоне скоростей деформирования [6] и упрочнения [4], как и при активной микро-/макропластичности [5], что подтверждает решающую роль в этих процессах внешней нагрузки, как и при скачкообразном зарождении и движении дислокаций, в синхронизации преодоления преципитатов ступеньками (образующимися при ДПС дислокаций) с помощью скольжения и переползания [1,2,5].

1. Kisel V.P. *Physica Status Solidi (a)*, 1995, v. 149, No 1, pp 61-68.
2. Kisel V.P. 2nd Int.Conf. Nanomaterials by Severe Plastic Def. Dec 2002, Vienna, Abstr.P-3.11
3. Валиев Р.З., Александров И.В. ДАН. 2001, т. 380, No 1, с. 34-37;
1. Maier H.J., Gabor P., Gupta N. et al. *Intern. J. Fatigue*, 2006, v. 28, No 3, pp 243-250.
4. Бучаченко А.Л. *Успехи химии*, 2006, т. 75, No 1, с. 3-26.
5. Kisel V.P. *Mater. Sci. Eng.A*, 1993, v. 164, pp 356-359; *Ibid.* 2001, 309-310, p. 97-101.
6. Kersey et al. *J. Amer. Chem. Soc.*10.1021/ja058516b (2006); *Science*, 2006, v.311, p (1523-5)

О РЕШАЮЩЕЙ РОЛИ ЛОКАЛИЗАЦИИ УПРОЧНЕНИЯ ВЕЩЕСТВА В МЕХАНИЗМЕ СВЕРХПРОВОДИМОСТИ

Кисель В. П.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка Моск. обл.,
kisel@issp.ac.ru*

В работе [1] сообщалось, что сверхпроводящий переход (N–S–N) оказывает на аномалию предела текучести точно такое же действие, как изменение скорости деформации или концентрации и состояния примеси, степени упрочнения кристалла и т.п., что доказывает единство механизмов, лежащих в основе электропроводности и деформации. В [2] отмечалось, что движение заряженных ступенек/перегибов на подвижных дислокациях объясняет появление зарядов на поверхностях и токов внутри кристаллов при деформации, а также взаимодействие дислокаций с зарядами, электрическими и магнитными полями *H*. Особенности полевых, концентрационных и температурных зависимостей движения зарядов в криокристаллах описывались соответствующими кривыми пластической деформации [3] и подтверждали выводы [1-2]. Данные по электропластическому эффекту, электромиграции, электродепозиции и электролизу, электрическому пробою, ионной проводимости и т.д. также свидетельствуют о ключевой роли деформации в электрических свойствах твердых тел и жидкостей [3]. Предполагалось, что скачок упрочнения кристаллов, резко снижающий потери на работу деформации решетки при движении зарядов, объясняет переход изолятор-металл-сверхпроводник [4]. Данные [5] показали, что изотопный эффект в химии и физике, а также влияние физических воздействий на сверхпроводимость вызваны деформацией решеток и молекул. Резкое увеличение проводимости большинства материалов при сжатии, а также корреляция T_c и “предвестников” СП-переходов при 295 К – параметров электрон-позитронной аннигиляции в медных ВТСП материалах [5] – подтвердили решающую роль низкотемпературного упрочнения Cu-O плоскостей при сверхпроводимости [1-2,4]. Деформация кристаллов в диапазоне от субгелиевых до температур плавления показала, что механизмы пластичности сохраняются в масштабе от атомного до макроскопического [6]. При резком низкотемпературном упрочнении и нагружении кристаллов умеренной силой тока число каналов релаксации деформации вокруг зарядов и их локализация катастрофически уменьшаются, создаются одномерные быстро

упрочняющиеся квазидислокационные зоны [6], что побуждает электроны к спариванию и т.п. Прямая связь деформации и электропроводности молекул [7] подтверждает это: сжатие вызывает последовательные повороты доменов и разрыв электрононасыщенных связей внутри молекул [8], быстрое сокращение их числа ведет к скачкообразному росту электропроводности в масштабах атомы–макрообъем, обусловленному прыжками квазичастиц между упрочненными состояниями [1-5,7]. Такие же процессы возможны в магнитных [5,8], сегнетоэлектрических, жидких (сверхтекучесть) и других состояниях вещества [5]. Магнитопластический эффект объясняет влияние величины, частоты, ориентации H на T_c , магнито-сопротивление, фазовые переходы, физико-химические процессы в твердых телах, жидкостях, газах, биологических тканях и т.д. и их скейлинг в тех же масштабах [9].

1. Kisel V.P. Proc.Int.Conf. Strength Metals Alloys, Haifa, 1991, v.1, London/Freund, p. 601.
2. Kisel V.P. et al. Philos. Mag. A, 1993, vol. 67, No 2, pp 342-360.
3. Kisel V.P. 2nd Int.Conf.Cryocrystals-Quantum Crystals, Polanica-Zdroj, 09/1997, AbstrP113,224
4. Kisel V.P. 24th Int. Conf.on Physics of Semiconductors, Jerusalem, Aug 1998, Abstr1-Tu-P166
5. Kisel V.P. et al. Proc.Symp.Micro-Nanocryogenics, Aug 1-3, 1999, Jyvaskyla, Finland; p 48-51. cond-mat/0009246 at <http://XXX.lanl.gov> (2000); Uzbek J. Physics, 2000, v.2, No 1, p 89-94.
6. Kisel V.P., Kisel N.S. Mater. Sci. Eng. A, 2001, v. 309-310, pp 97-101.
7. Joachim C., Gimzewski J.K., Schlittler R.R., Chavy C. Phys. Rev. Lett. 1995, v. 74, p. 2102-5.
8. Бучаченко А.Л. Успехи химии, 2006, т.75, No 1, с. 3-26.
9. Кисель В.П. Тез.наст.конф; 2nd Conf.Function.Foods-Cardiovascular Diseases.Nov2005 Dallas

КАРТЫ СТРУКТУРНЫХ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Поздняков В. А.

ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва
Pozdnyakov.home@tochka.ru

Рассматривается концепция многообразия механизмов пластической деформации нанокристаллических материалов (нм), реализуемых в различных структурных масштабных состояниях и температурно-силовых диапазонах воздействий. Определяются условия смены структурных механизмов пластической деформации нм.

Показано, что в зависимости от размера зерна и соотношения напряжений сопротивления зернограничным (ЗГ) сдвигам, генерации полных или частичных дислокаций с границ и движению дислокации в решетке возможны следующие варианты развития пластического течения.

1. Если размер зерна НМ меньше минимального критического размера D_1^* , то основным механизмом пластической деформации является зернограничное микропроскальзывание (ЗГМП), а в качестве аккомодационного процесса ЗГ деформации НМ выступает пластическая ротация зерен.

2. В интервале $D_2^* \geq D \geq D_1^*$ при ЗГМП аккомодационные процессы образования дислокаций в ГЗ становятся энергетически более выгодными, чем пластическая ротация зерен. Действующее напряжение больше напряжения образования дислокации в ГЗ τ_z , но меньше напряжения выхода дислокации из границы τ_b .

3. В интервале размеров зерен НМ $D_3^* \geq D \geq D_2^*$, где D_2^* – второй критический размер зерна, ниже которого в нанозернах не могут образовываться дислокационные

скопления, становятся возможными процессы выхода одиночных решеточных или частичных дислокаций из границ в объем зерен. В материалах с низкой энергии дефектов упаковки энергетически более выгодным процессом будет двойникование.

4. При $D > D_3^*$ деформация НМ (или субмикроструктурного материала, в зависимости от величины D_2^*) будет развиваться за счет генерации цугов дислокаций с ГЗ и развития полос скольжения.

5. При $D > D_4^*$ реализуются все обычные внутриверенные дислокационные процессы, например, процессы размножения и аннигиляции дислокаций.

В зависимости от свойств НМ некоторые из этих областей могут отсутствовать. Критический размер зерна D^* , начиная с которого выполняется классическое соотношение Холла–Петча может находиться в одном из интервалов I–V размеров нано- и субмикроструктурных зерен.

При повышении температуры становятся более активными процессы деформации и аккомодационные механизмы, контролируемые диффузией.

Строятся карты структурных механизмов пластической деформации наноматериалов. Обсуждается возможность расширения анализируемых механизмов деформации на гетерофазные НМ.

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Поздняков В. А.

ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, Москва

Pozdnyakov.home@tochka.ru

Если размер зерна наноструктурных материалов (НМ) меньше минимального критического размера D_1^* , то основным механизмом пластической деформации является возникновение зернограницных сдвигов.

В случае реализации квазихрупкого разрушения НМ важно знать влияние зернограницной деформации на вязкость разрушения. Пластическая зона в вершине трещины определяется как область, в которой сдвиговые напряжения, инициируемые трещиной, превышают напряжение сопротивления зернограницному микропроскальзыванию (ЗГМП).

Из модели, предложенной для поля напряжений трещины в упрочняющемся по степенному закону материале с показателем упрочнения n , следует асимптотическое распределение напряжений на линии продолжения трещины (ось x) в пределах пластической зоны:

$$\sigma_{yy} = S\sigma_y[r_p/r]^{n/n+1}, \quad (1)$$

Здесь r_p – расстояние от вершины трещины до границы раздела упругой и пластической областей вдоль оси x ($y = 0$); S – функция показателя степени деформационного упрочнения НМ. Если принять, что продвижение основной трещины происходит путем зарождения нанотрещин на расстоянии r^* от ее вершины под влиянием критического локального напряжения σ_c , то вязкость разрушения равна:

$$K_{1c} = S^{(1+n)/2n}(K_{c0})[\sigma_c/\sigma_y]^{(1-n)/2n}, \quad (2)$$

где K_{c0} – параметр модели, не зависящий от предела текучести и напряжения разрушения. С учетом обобщенных соотношений Петча $\sigma_c(D)$ и Холла–Петча $\sigma_y(D)$ [1] для зависимости вязкости разрушения (трещиностойкости) НМ от размера зерна следует:

$$K_{1c} = S^{(1+n)/2n}(K_{c0})[KD^{-1/2}\Phi(D)/\{\sigma_0 + k_y D^{-1/2}F(D)\}]^{(1-n)/2n}, \quad (3)$$

Для $n = 1/2$ при подстановке численных значений параметров в (3) следует, что K_{1c} при $D = 10\text{--}15$ нм может составлять примерно $7\text{--}10$ МПа $m^{1/2}$, что, как минимум, в два раза выше вязкости разрушения обычных керамических материалов.

Проводится анализ совместного вклада дислокационного и зернограничного механизмов деформации НМ в вязкость разрушения.

1. Поздняков В.А., Глезер А.М. Структурные механизмы разрушения наноматериалов. – ФТТ. 2005. Т.47, вып.5. с.793-800.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ФТОРИДА БАРИЯ

Скворцова Н. П.

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова РАН, Москва
skvor@ns.crys.ras.ru

Кристаллы BaF_2 широко применяются в технике в качестве быстродействующих и радиационно-прочных сцинтилляционных детекторов для позитронно-эмиссионной томографии, ядерной калориметрии, γ -спектроскопии. В настоящей работе экспериментально изучалось распределение деформации в этих кристаллах после испытания их на сжатие вдоль [110] и [112] с постоянной скоростью деформации в интервале температур $T = 343\text{--}1193$ К ($0,22\text{--}0,77T_m$) (T_m – температура плавления).

Установлено, что при повышенной температуре $T > 0,5T_m$ в деформированных образцах наблюдается сильная локализация пластической деформации в узких зонах, где сдвиговая деформация достигает сотен процентов. С ростом температуры степень локализации увеличивается. Идентифицированы системы активного скольжения $\{001\}\langle 110\rangle$, вдоль которых ориентированы микрополосы локализованного сдвига. Обнаружено явление прерывистой текучести – скачки деформирующих напряжений, коррелирующие с образованием зон интенсивного сдвигообразования. Исследована температурная зависимость стартовых деформирующих напряжений образования скачков σ_{st} на диаграммах деформации. Выявлено трехкратное уменьшение значения σ_{st} с $\sim 38,5$ МПа до $\sim 12,5$ МПа в интервале температур $T = 773\text{--}1193$ К ($0,5\text{--}0,77T_m$). Различные явления, сопровождающие высокотемпературную локализацию деформации, такие как деформационное расслоение и разупрочнение материала, потеря пластической устойчивости и прерывистая текучесть, резкое возрастание предельной пластичности и микроразрушение в зонах интенсивного течения ПЛС, переход от хрупкого разрушения к вязкому являются отражением нелинейного поведения деформируемого материала в результате кооперативного взаимодействия различных дефектов кристаллической решетки. Обсуждены возможные физические модели высокотемпературной неустойчивости пластического течения.

МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ, СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Коршак В. Ф.

Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина
pesin@univer.kharkov.ua

Проведен совместный анализ результатов исследования механического поведения, упругих и неупругих свойств, структурного и фазового состояния эвтектических сплавов систем Pb–Sn и Al–Cu–Mg, проявляющих сверхпластичность, в зависимости от способов термомеханической обработки и старения.

Показано, что вопреки установившейся точке зрения, эффект сверхпластичности в них является результатом взаимодействия пластической деформации и структурно-фазовых превращений в исходно метастабильном материале. Об этом свидетельствуют обнаруженные в проведенных экспериментах особенности внутреннего трения, неупругого последействия и модулей упругости сплавов, деформированных в условиях сверхпластичности, корреляция их изменений с изменениями деформационных характеристик в процессе старения, а также результаты непосредственного исследования фазового состояния сплавов. На примере сплава Pb–62%Sn показано, что фазовая неравновесность в сверхпластичных (СП) эвтектиках возникает в процессе кристаллизации и сохраняется на протяжении продолжительного времени в условиях естественного старения. Предварительная деформация путем обжатия на гидравлическом прессе является, с одной стороны, фактором, стимулирующим процесс перехода системы в состояние равновесия (распад пересыщенных твердых растворов), и существенно изменяет фазовое состояние сплава в связи с перераспределением компонентов в направлении действия внешних сжимающих напряжений, которое при этом происходит – с другой.

Протекание фазовых превращений в условиях действия внешних механических напряжений и обусловленная этим неустойчивость кристаллической решетки являются причинами наблюдающихся больших неупругих деформаций и аномального рассеяния упругих колебаний в исследуемых СП сплавах в связи с высоким уровнем внутренних микронапряжений и дефектности их структуры. Высокий уровень внутренних напряжений и уменьшение модуля упругости материала в условиях сверхпластичности рассматриваются как факторы, приводящие к возникновению повышенной плотности дислокаций и способствующие пластификации материала.

Впервые обнаружено значительное разупрочнение слабдеформированных СП эвтектических сплавов при повторном нагружении в области малых пластических деформаций. Эффект связывается с протеканием фазовых превращений, стимулированных предварительным деформированием, в процессе последующего естественного старения.

Полученные в работе экспериментальные результаты совместно с имеющимися литературными данными о связи эффекта сверхпластичности с in-situ динамической рекристаллизацией в чистых металлах, неравновесностью структурного состояния и процессом стеклования в аморфных сплавах и т.п., позволяют высказать соображения о том, что СП течение поликристаллических материалов во всех случаях связано с протеканием фазовых или структурных превращений в них.

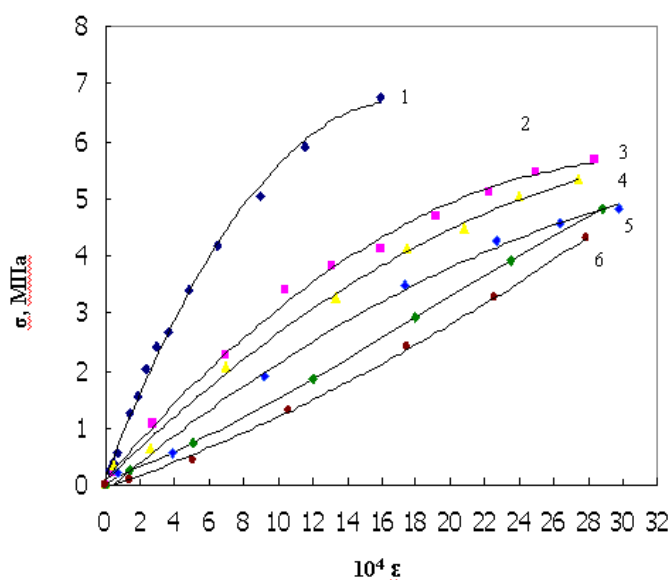
ЭФФЕКТ РАЗУПРОЧНЕНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОЙ ЭВТЕКТИКИ ПРИ ПОВТОРНОМ НАГРУЖЕНИИ В ОБЛАСТИ МАЛЫХ ДЕФОРМАЦИЙ

Коршак В. Ф., Воронцова Р. И.

Харьковский национальный университет им. В.Н.Каразина
pesin@univer.kharkov.ua

В работе представлены впервые полученные экспериментальные результаты, свидетельствующие о том, что при повторном нагружении слабдеформированных образцов сверхпластичного (СП) сплава Pb–62%Sn их сопротивление малым пластическим деформациям существенно снижается. Исследовали сплав, полученный из чистых компонентов сплавлением в лабораторной печи с последующим литьем на массивную медную подложку. Перед деформированием слитки обжимали на гидравлическом прессе на ~ 70 %. Эксперименты проведены в режиме активной деформации при комнатной температуре, при которой сплав проявляет СП свойства. Определяемая жесткостью машины погрешность измерения напряжений не превышала 1 %. Величину деформации образцов определяли тензометрическим методом. Температуру в процессе испытания поддерживали постоянной с точностью до 1 К.

На рисунке показаны зависимости величины приложенного напряжения σ от деформации ε образца исследуемого сплава в исходном состоянии (кривая 1) и при повторных нагружениях при временах выдержки между последующим и предыдущим деформированиями: 7 суток, 1 час, 4, 3, 11 суток, соответственно, для кривых 2-6. Как видно из графика, по мере увеличения числа циклов нагрузка-разгрузка степень разупрочнения, обусловливаемого каждым последующим циклом, уменьшается. При этом разупрочнение образца в условиях эксперимента является весьма значительным и составляет: ~ 90 % при $\varepsilon \approx 5 \cdot 10^{-4}$; ~ 80 % при $\varepsilon \approx 1 \cdot 10^{-3}$; ~ 70 % при $\varepsilon \approx 1,5 \cdot 10^{-3}$.



Установлено, что степень разупрочнения зависит от продолжительности старения, предшествующего деформированию, и оказывается максимальной для образцов в свежем состоянии. Во всех случаях после разгрузки наблюдается значительное неупругое сжатие образцов. Остаточная деформация к началу последующего деформирования для данного образца составила: $2,3 \cdot 10^{-4}$; $5,3 \cdot 10^{-4}$; $1,6 \cdot 10^{-4}$; $2,3 \cdot 10^{-4}$; $5,8 \cdot 10^{-4}$, соответственно, в случае кривых 2-6.

Основываясь на результатах проведенных исследований фазового состояния сплава, наблюдающееся поведение исследуемых образцов связывается с метастабильностью их исходного состояния и распадом пересыщенных твердых растворов на основе обоих компонентов, стимулированным предварительной пластической деформацией. Обнаруженное разупрочнение хорошо согласуется с наблюдаемым разупрочнением образцов сплава на определенном этапе непрерывного деформирования в условиях сверхпластичности.

ФОРМИРОВАНИЕ ЗОН СДВИГА В ГЕТЕРОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛАХ. МОДЕЛЬ И ЭКСПЕРИМЕНТ

Григорьева Н. А., Данейко О. И., Ковалевская Т. А.

Томский Государственный архитектурно-строительный университет, Томск,
olya_dan@mail.ru

Изучение механизмов деформации гетерофазных материалов, в которых деформация осуществляется скольжением, невозможно без исследования закономерностей формирования зон сдвига.

Деформационный рельеф сплава Al–6%Zn–3%Mg, находящегося в различных структурных состояниях, подвергнутого испытаниям на сжатие и растяжение, изучался с помощью оптических и электронномикроскопических (ЭМ) методов. ЭМ исследования деформационного рельефа при непрерывных деформациях сочетались с опытами с переполировкой. Определялись различные количественные характеристики следов скольжения, наблюдаемых на разных стадиях деформации.

Было проведено сопоставление результатов, полученных при исследовании деформационного рельефа сплава, находящегося в различных состояниях, в первую очередь, закаленного сплава и сплава, находящегося в состоянии максимальной прочности (старение при 373 К, 24 часа).

Установлено, что в закаленном сплаве, деформированном сжатием, наблюдается как образование новых зон сдвига, так и усиление локализации в “старых” зонах сдвига. Для состаренного сплава такое усиление локализации в “старых” зонах не характерно, поскольку при степенях деформации (ϵ) порядка 0,05–0,07 в сплаве начинают формироваться зоны сдвига нового типа, так называемые “мощные”. При меньших ϵ в состаренном сплаве образуются только “слабые” зоны сдвига (размеры и мощность сдвига в зонах разного типа отличаются более, чем на порядок). Установлено также, что новые зоны сдвига обоих типов образуются в непосредственной близости от “старых” зон.

В случае растяжения и в закаленном, и в состаренном сплавах формируются только “слабые” зоны сдвига. Образование первой же “мощной” зоны сдвига приводит к формированию микротрещины и к разрушению образца.

Результаты экспериментальных исследований закономерностей формирования зон сдвига были сопоставлены с результатами математического моделирования процессов пластической деформации в гетерофазных материалах с некогерентной дисперсной фазой. Оказалось, что, согласно модели, на самых ранних стадиях деформации ($\epsilon < 0,01$) сплава Al–6%Zn–3%Mg, как закаленного, так и состаренного, имеет место так называемое “элементарное скольжение” (зона сдвига формируется движением одиночных дислокаций), которое при более высоких степенях деформации ϵ сменяется “локализованным скольжением” (зона сдвига формируется серией сдвигообразующих дислокаций, испущенных дислокационным источником). Так как дефектные структуры закаленного и состаренного сплавов существенно отличаются, то и развитие “локализованного скольжения” в каждом состоянии имеет свои особенности. Так, в закаленном сплаве вследствие относительно низкой скорости накопления дислокаций, высокого твердорастворного трения и развития процессов деформационного старения происходит постепенное увеличение сдвига в “старых” зонах в результате активизации “старых” дислокационных источников. Для сплава, находящегося в состоянии максимальной прочности, это не характерно.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВОВ С Г.Ц.К. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ, СОДЕРЖАЩЕЙ НЕДЕФОРМИРУЕМЫЕ ДИСПЕРСНЫЕ ЧАСТИЦЫ

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

Томский Государственный архитектурно-строительный университет, Томск,
olya_dan@mail.ru

Управление прочностными и пластическими свойствами конструкционных дисперсно-упрочненных материалов сохраняет свою актуальность до настоящего времени. Математическое моделирование механизмов, процессов и закономерностей пластической деформации и эволюции дефектной структуры дисперсно-упрочненных материалов является необходимым дополнением экспериментальных исследований. Поскольку многие элементарные процессы структурообразования происходят в таких условиях, что оказываются недоступными для исследования экспериментальными методами. Кроме того, исследования посредством математического моделирования позволяют проследить динамику явления, выявить процессы, доминирующие на разных стадиях деформации и структурообразования.

Модель пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов включает систему дифференциальных уравнений баланса сдвигообразующих дислокаций, призматических петель вакансионного и межузельного типа, вакансионных и межузельных дипольных дислокаций, межузельных атомов, бивакансий и моновакансий; а также уравнение, которое связывает переменные, характеризующие деформирующее воздействие и деформационную дефектную подсистему кристаллического тела, с откликом материала на деформирующее воздействие – скоростью деформации. В модель включены наиболее существенные из механизмов генерации и аннигиляции деформационных дефектов.

Зона сдвига, являющаяся базовым структурным элементом при построении модели пластической деформации гетерофазных материалов, формируется, как правило, серией сдвигообразующих дислокаций, испущенных дислокационным источником. Это является локализацией деформации на микроуровне – локализацией скольжения в зоне сдвига. В работе исследованы факторы, характерные для дисперсно-упрочненных материалов, которые влияют на локализацию скольжения в зоне сдвига. Выявлено, что процессы формирования зоны сдвига могут заметно различаться в зависимости от соотношения масштабных характеристик дислокационной структуры (длина источника, расстояние между дислокациями) и структуры упрочняющей фазы (размеры и форма частиц, расстояние между частицами).

На основе математической модели пластической деформации скольжения дисперсно-упрочненных материалов с некогерентной упрочняющей фазой проведено систематическое исследование влияния характеристик второй фазы, параметров воздействия и исходного дефектного состояния материала на кривые деформационного упрочнения и кинетику составляющих дефектной подсистемы. Выявлена роль различных механизмов и процессов пластической деформации скольжением в деформационном упрочнении гетерофазных материалов при различных температурах и скоростях деформации.

Проанализированы вклады дислокаций различного типа в суммарную плотность дислокаций при различных степенях деформации, температурах и исходной дефектности материала.

КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ $b^{\circ}a$ -ПЕРЕХОДА В ОРИЕНТИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ КОБАЛЬТА

Хлебникова Ю. В., Родионов Д. П., Сазонова В. А., Табатчикова Т. И., Антонова О. В.

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

Исследование проведено на монокристаллах кобальта, выращенных по методу Чохральского из расплава, в качестве затравки служил никелевый монокристалл. В качестве заготовок были использованы слитки, изготовленные методом индукционной плавки из кобальта чистотой не менее 99,98 %. После выращивания монокристалл был сориентирован в гониометре методом Лауэ-съемки и разрезан на электроискровом станке на пластины толщиной 2–4 мм с ориентацией поверхности пластины параллельно кристаллографической плоскости $\{0001\}_{\alpha}$ – базисной плоскости ГПУ-решетки.

Для анализа структуры металлографическим и рентгенографическим методами вырезали также образцы, плоскость поверхности которых была сориентирована (в пределах 2–3 град.) по кристаллографическим плоскостям $\{10\bar{1}0\}_{\alpha}$ и $\{11\bar{2}0\}_{\alpha}$, перпендикулярным к базисной плоскости $\{0001\}_{\alpha}$. В монокристалле чистого кобальта при его выращивании идет ориентированное зарождение и рост гранецентрированного монокристалла, совершенство которого определяется чистотой материала, а также термическими напряжениями, имеющими место в слитке при его охлаждении. При комнатной температуре кристалл чистого кобальта, в силу полиморфного превращения ГЦК \rightarrow ГПУ, происходящего при охлаждении, превращается в α -мартенситный псевдомонокристалл.

Методами металлографии, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа в монокристалле кобальта исследованы особенности формирования структуры при ГЦК \rightarrow ГПУ-превращении, протекающем в различных термодинамических условиях. Показано, что при $\beta \rightarrow \alpha$ превращении с малой скоростью ($V_{\text{охл.}} \sim 2$ К/мин) в псевдомонокристалле реализуются преимущественно только один из четырех возможных вариантов ориентировок кристаллов ГПУ-фазы. В псевдомонокристалле кобальта наблюдается пластинчатая мартенситная структура, при этом большая часть пластин (более 95 %) имеет одну ориентировку. Пластины других ориентировок встречаются редко, их количество в сумме менее 5 %, по этой причине их присутствие в структуре не может быть определено рентгеновскими методами. Толщина пластин мартенсита, определенная методом электронной микроскопии, составляет от 0,1 до 0,8 мкм. Количество остаточной ГЦК высокотемпературной фазы также не превышает 5 %, и при электронно-микроскопическом исследовании областей с ГЦК структурой обнаружено не было.

Циклические нагревы псевдомонокристалла кобальта выше 417°C приводят к восстановлению монокристаллической ГЦК-ориентации кристалла. Эффект восстановления наблюдается при скоростях нагрева ~ 10 град./с и охлаждения 1–2 град./с. Количество остаточной β -фазы, фиксируемой в структуре при комнатной температуре, увеличивается.

После резкой закалки от 530°C в соленую воду ($V_{\text{охл.}} \sim 500\text{--}750$ К/мин) в структуре образуются кристаллы α -фазы всех четырех возможных ориентировок. При высокотемпературной закалке от 1000°C объем кристалла разбивается на пакеты, содержащие мартенситные пластины преимущественно одной ориентировки. Повторный нагрев закаленного с высокой скоростью псевдомонокристалла до температуры 1000°C приводит к перекристаллизации последнего с образованием крупных зерен.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 04-02-16031.

ФОРМИРОВАНИЕ ВНЕДРЕННЫХ КРАУДИОНОВ В КРИСТАЛЛАХ

Щур Д. В., Матысина З. А.*, Загинайченко С. Ю.

Институт проблем материаловедения НАН Украины, Киев, Украина

shurzag@materials.kiev.ua

** Днепропетровский национальный университет, Днепропетровск, Украина*

В настоящей работе исследуется случай формирования краудионов внедрения в неупорядоченных сплавах АВ с ГЦК структурой А1 (типа Cu). Учитывается возможность расположения атомов внедрения в октаэдрических О, тетраэдрических Θ и триангулярных Q междоузлиях.

Краудионы внедрения могут формироваться в результате размещения атомов внедрения С в междоузлиях двух или трех типов. В этом случае вдоль некоторых диагоналей кубов элементарной ячейки кристалла образуются краудионные цепочки внедренных атомов, располагающихся на расстояниях, меньших параметра решетки.

Выполнен статистический расчет равновесной концентрации примесных атомов внедрения С, изучено их равновесное распределение по междоузлиям разного типа, обоснована энергетическая выгодность формирования краудионов, рассчитана растворимость примеси внедрения С в сплаве АВ при образовании краудионных дефектов. В расчетах решетка сплава предполагается геометрически идеальной. Релаксационные эффекты во внимание не принимаются.

Для решения задачи проведен расчет свободной энергии, используя метод средних энергий, т.е. принимая, что энергия атома в каждой из позиций О, Θ, Q определяется суммой средних энергий его взаимодействия с ближайшими соседними атомами:

$$v_O = b(av'_{AC} + bv'_{BC}), \quad v_\Theta = 4(av'_{AC} + bv'_{BC}), \quad v_Q = 3(av''_{AC} + bv''_{BC}). \quad (1)$$

Из условий минимизации свободной энергии, выполненной по методу неопределенного множителя Лагранжа, найдены атомные концентрации атомов С, соответственно, в О, Θ, Q и одновременно во всех междоузлиях

$$c_O = \frac{N_O}{N} = D \exp \frac{v_O}{kT}, \quad c_\Theta = \frac{N_\Theta}{N} = 2D \exp \frac{v_\Theta}{kT}, \quad c_Q = \frac{N_Q}{N} = 2D \exp \frac{v_Q}{kT}, \quad (2)$$

$$c = \frac{N_C}{N} = c_O + c_\Theta + c_Q, \quad (3)$$

где

$$D = c \left(\exp \frac{v_O}{kT} + 2 \exp \frac{v_\Theta}{kT} + 2 \exp \frac{v_Q}{kT} \right)^{-1}, \quad (4)$$

N – число узлов (атомов А, В) сплава, N_C – полное число атомов внедрения в сплаве.

Полученная формула (3) определяет с точностью до множителя D (активность атомов внедрения в кристалле) растворимость примеси внедрения в сплаве в зависимости от концентраций a , b матричных элементов кристалла, температуры T и энергетических параметров $v_{\alpha C}$, $v'_{\alpha C}$, $v''_{\alpha C}$ ($\alpha = A, B$) в случае размещения атомов внедрения во всех междоузлиях О, Θ, Q кристалла.

Проведено сравнение результатов расчетов с экспериментальными данными по концентрационной и температурной зависимостям растворимости водорода, азота, углерода и кислорода в различных сплавах. Для большинства сплавов согласие теории и эксперимента хорошее.

ИССЛЕДОВАНИЕ ГЛАДКОСТИ И ШЕРОХОВАТОСТИ МЕЖФАЗЫ В СИСТЕМЕ КРИСТАЛЛ-РАСПЛАВ

Загинайченко С. Ю., Матысина З. А.*, Щур Д. В.

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

* Днепропетровский национальный университет, Днепропетровск, Украина

Исследование структуры границы раздела кристалл–расплав представляет интерес в связи с развитием теории роста кристаллов. На границе раздела кристалл–расплав образуется промежуточная фаза (межфаза), которая может состоять из нескольких атомных слоев и по ширине быть порядка 1 нм. Наличие межфазы, ее структура, состав определяют атомную структуру поверхности кристалла, степень ее гладкости или шероховатости.

В настоящей работе теоретически исследуется атомная структура межфазы в системе кристалл–расплав с учетом корреляции в замещении узлов решетки атомами и анизотропии межатомного взаимодействия. Расчет энергии границы раздела проводится в квазихимическом приближении для грани (100) кристаллической ромбоэдрической решетки, характерной для металлов группы мышьяка.

Оценена шероховатость границы раздела, сформулирован критерий перехода от гладкой грани к шероховатой.

Выяснено существенное влияние корреляции и анизотропии на шероховатость поверхности кристалла. На рис. 1 показана температурная зависимость шероховатости R от параметра $\Theta = 2kT / (W + \omega)$, где $W = 2V_{sl} - V_{ss} - V_{ll}$, $\omega = 2v_{sl} - v_{ss} - v_{ll}$, V_{kj} , v_{kj} ($k, j = s, l$) – энергии взаимодействия пар атомов, соответственно, для сильной и слабой связи, взятые с обратным знаком, T – температура системы кристалл–расплав, соответствующая равновесному состоянию, равная температуре плавления. Параметр

$a = V_{sl} / V_{ll}$ характеризует отличие энергий взаимодействия пар атомов sl от пар ll (s – атомы твердые, l – атомы жидкие). Анизотропия учитывалась только во взаимодействии твердых s -атомов параметром $\xi = v_{ss} / V_{ss}$.

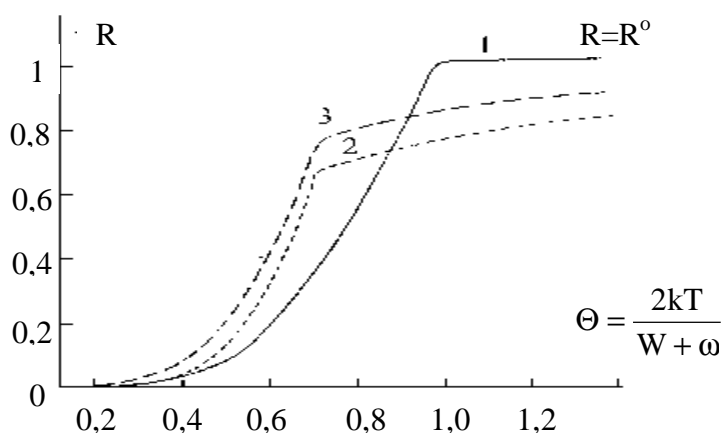


Рис. 1. Графики температурной зависимости шероховатости, соответствующие решениям:

- 1) без учета корреляции и анизотропии (по Джексону) при $a = 1$ и $\xi = 1$;
- 2) с учетом корреляции, но без учета анизотропии (по Бете) при $a = 1$ и $\xi = 1$;
- 3) с учетом корреляции и анизотропии при $a = 0,9$ и $\xi = 0,9$.

Проведено сопоставление результатов теоретических расчетов с экспериментальными данными для висмута, что позволило получить некоторую информацию о межатомном взаимодействии в твердой, жидкой и разных фазах.

МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОНАХ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ

Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Фролова О. А.

Оренбургский государственный университет, Оренбург,
klevtsov11948@mail.ru

На примере широкого класса аустенитных сталей (Н32Т3, Н26Т3, Н26Х5Т3, 40Г18Ф, 40Х4Г18, 03Х13АГ19, 110Г13Л) в закаленном и состаренном состоянии обобщены экспериментальные результаты с целью установления общих закономерностей протекания мартенситных превращений в пластических зонах у вершины трещины при различных видах нагружения и установления связи данных превращений с микромеханизмами разрушения данного класса сталей.

Для изучения распределения мартенситных фаз в пластических зонах у вершины трещины образцы различной толщины и конфигурации испытывали при однократных (статическом, ударном, высокоскоростном импульсном) и циклическом видах нагружения в широком интервале температур (от -196 до 150 °С). Полученные изломы исследовали методами макро- и микрофрактографии, а также рентгеноструктурного анализа. Количество α - и ε -мартенсита на поверхности образцов и в пластических зонах под поверхностью изломов определяли рентгеновским методом.

На основании проведенных исследований сделаны следующие выводы:

1. Характер распределения мартенситных фаз в пластических зонах при однократных видах нагружения не зависит от вида и скорости нагружения образцов из аустенитных сталей, однако связан с микромеханизмами разрушения и локальным напряженным состоянием материала у вершины трещины.

2. С увеличением скорости однократного нагружения количество мартенсита в пластических зонах уменьшается; циклическое нагружение лучше инициирует мартенситные превращения в аустенитных сталях, чем однократные виды нагружения.

3. После разрушения образцов из аустенитных сталей на поверхности изломов возможно протекание мартенситных превращений, вызванных охлаждением поверхностных слоев металла после локального разогрева и изменением локального напряженного состояния материала в данных слоях. Причем, первый фактор доминирует при вязком разрушении в условиях плоского напряженного состояния (ПН), а второй – при хрупком или смешанном разрушениях в условиях, близких к плоской деформации (ПД).

4. Вблизи поверхности изломов состаренной стали Н32Т3, полученных в условиях ПД, обнаружены два вида α -мартенсита с различным периодом кристаллической решетки. Высказано предположение, что α -мартенсит с меньшим периодом решетки образовался в условиях ПД в момент прохождения трещины, а с большим периодом – в условиях ПН на свободных поверхностях изломов после прохождения трещины.

5. При циклической нагружении образцов из стали 110Г13Л мартенситные превращения обнаружены уже после первых 1000 циклов нагружения. Причем, при циклическом растяжении образцов распад аустенита происходит более интенсивно по сравнению с циклическим сжатием.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект РФФИ 06-08-96906р_офи-а).

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ СИНТЕЗА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДОВ И БОРИДОВ ТИТАНА И ГАФНИЯ С УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ УГЛЕРОДА

Попов А. Ю., Казо И. Ф., Макара В. А., Чернобук С. В.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко
all.Popov@gala.net, kazo@ukr.net

Исследованы фазовые превращения, происходящие при горячем прессовании (2100 °С, 30 МПа, 8 минут) порошков TiB₂, TiC и B₄C.

Рентгеновский фазовый анализ образцов (состав шихты – 66,7 мас.% TiC + 33,3 мас.% B₄C) показал отсутствие исходных компонентов и образование фазы TiB₂ в процессе синтеза материала. Наличие в образцах свободного углерода было зафиксировано при помощи оже-спектроскопии. Таким образом, на основании [1] было выдвинуто предположение о протекании во время горячего прессования физико-химического взаимодействия в соответствии с условным уравнением реакции: 2TiC + B₄C = 2TiB₂ + 3C. Анализ микротвердости материала, которая оказалась вдвое меньшей, чем микротвердость борида титана, также подтверждает факт образования углеродных кластеров. Скорость уплотнения образцов, а также скорость протекания реакции указывают на образование по границам зерен жидкой фазы при температуре, гораздо более низкой, чем температуры плавления компонент композита. Этот факт можно объяснить существованием в системе TiC – B₄C квазиэвтектики при составе, близком к стехиометрии TiC:B₄C = 2:1. Исследования материалов при помощи сканирующей электронной микроскопии показало, что конечная структура квазиэвтектической смеси представляет собой матрицу борида титана с субмикронными кластерами углерода.

Аналогичное взаимодействие, с образованием соответствующего борида и выделением углеродных кластеров происходит в процессе горячего прессования смеси порошков 24 мас.% B₄C + 76 мас.% HfC.

В дальнейшем исследовалась система, на основе смеси 57 мас.% TiB₂ – 43 мас.% TiC с различным содержанием карбида бора. Рентгенофазовый анализ горячепрессованных образцов показал отсутствие карбида бора в материалах с исходным содержанием B₄C – 3, 5 и 7 мас.%, исчезновение как карбида бора, так и карбида титана при содержании в шихте 16 мас.% B₄C и исчезновение карбида титана при исходном содержании B₄C – 38 и 75 мас.%. Структура синтезированных материалов представляет из себя матрицу TiB₂–TiC (или TiB₂–B₄C) с включениями квазиэвтектической смеси TiB₂–C.

Зависимость коэффициента трещиностойкости материалов от содержания углеродных кластеров имеет экстремальный характер с максимумом $K_{1C} = 9 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ при объемной доле свободного углерода около 9%.

1. Быков А.И., Гриднева И.В. Взаимодействие карбида бора с карбидами титана и циркония под давлением // Порошковая металлургия. – 1998. – №1/2. – С.52 – 55.

МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ СТРУКТУРНОЙ ПРОЧНОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ

Аэро Э. Л.

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

Многие сложные явления деформирования кристаллических тел, такие как процессы деградации свойств в условиях необратимых деформаций и температур, сопровождаются глубокими изменениями их структуры, которая в континуальной теории упругости не вводится. Эта ее ограниченность преодолевается, как правило, внесением дополнительных модельных уточнений или введением сложных реологических соотношений. Предсказательная сила многих таких феноменологических теорий оказывается незначительной, и приходится ограничиваться лишь описанием явлений. Без привлечения микромеханизмов затруднительна надежная их интерпретация. Вторая трудность в их трактовке связана с необходимостью анализировать нелинейные явления, которые ответственны за глубокие структурные изменения в теле.

В настоящей работе предпринята попытка развития сильно нелинейной теории кристаллической решетки с учетом кардинальных структурных изменений. Основы теории развиты ранее [1]. Она опирается на модель сложной кристаллической решетки, состоящей из двух взаимнопроникающих подрешеток. Природа составляющих атомов не обязательно должна быть различна. Так, в алмазе и алмазоподобных кристаллах (кремнии, германии и др.) существуют две подрешетки, состоящих из атомов одинаковой природы. Линейная теория сложных кристаллов развита ранее в работах Кармана, Борна, Хуан Куня. Она обобщена [1] на случай сильно нелинейного взаимодействия подрешеток на основании введенного нами дополнительного принципа внутренней трансляционной симметрии необходимого для описания микромеханики сложных решеток. Он состоит в том, что структура и энергия сложной решетки должна быть неизменной также и при взаимном смещении подрешеток друг относительно друга на один и более периодов. Это позволяет рассматривать в теории большие смещения атомов (вызванные, скажем, критическими деформациями) и учитывать такие явления, как переключение связей, изменение класса симметрии решетки, формирование дефектов и повреждений и другие бифуркационные явления, приводящие к необратимым деформациям.

Впервые построена функция микроплотности энергии инвариантная к взаимным трансляциям подрешеток. Получены динамические уравнения для микроскопического поля смещений и температур, учитывающих сильно нелинейные взаимодействия соседних атомов в элементарной ячейке с помощью периодических слагаемых в энергии. Наряду с макроскопическими (U) вводятся также и микроскопические (u) смещения (соседних атомов), а также поле температур (dT). Взаимодействие полей этих величин (эффекты стрикции, термострикции и термонапряжений) в одномерном случае удастся проанализировать в аналитической форме до конца. Используя первые интегралы нелинейных уравнений, удастся найти в явной форме зависимость энергии деформирования от внешнего напряжения, температуры и микросмещений на границе тела. Даже в таком чрезвычайно простом случае теория предсказывает нетривиальные эффекты понижения межатомных барьеров за счет напряжения и температуры. Наличие параметра перестройки внутренней структуры u позволяет без дополнительных модельных усложнений выявить процесс перестройки микроструктуры с преодолением внутренних потенциальных барьеров и подойти в принципе к описанию таких сложных явлений, как ползучесть, деформационное старение, усталость.

1. E.L.Aero Micromechanics of a double continuum in a model of a medium with variable periodic structure. // Journ.Engin. Math. (2005) DOI 10.1007/sw10665-005-9012-3.

ВЛИЯНИЕ АНГАРМОНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ НА СТРУКТУРНУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ β -Zr ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Трубицын В. Ю., Долгушева Е. Б.

Физико-Технический Институт УрО РАН, Ижевск,
tvynew@otf.pti.udm.ru

С помощью решения системы стохастических дифференциальных уравнений Ланжевена с термостатом в виде "белого" шума исследована зависимость от давления и температуры частоты колебаний взаимодействующих сильноангармонических продольной L_l и поперечной L_t колебательных мод с волновым вектором $k = 2/3(111)$ в β -Zr. Необходимый для этого двухмодовый эффективный потенциал рассчитан в модели "замороженных" фононов в рамках теории функционала электронной плотности с учетом вклада в свободную энергию электронной энтропии, зависящей от смещения атомов. Анализ изменения спектральной плотности колебаний с давлением и температурой позволил определить область стабильности ОЦК фазы циркония при давлениях до 35 GPa. Теоретически определенная область стабильности β фазы циркония

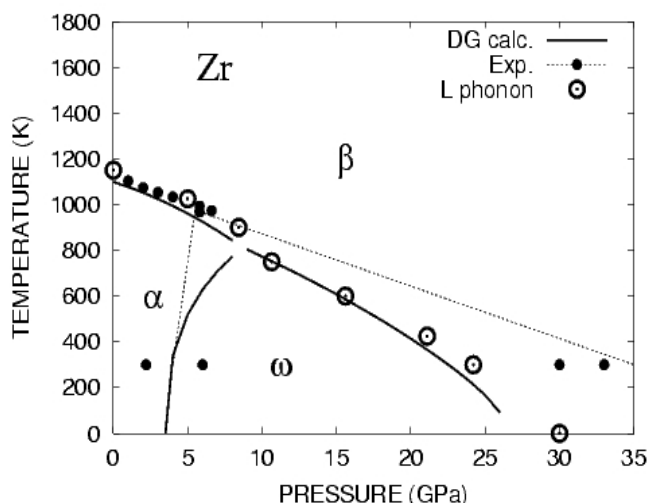


Рис. 1. P - T фазовая диаграмма циркония.
 • – экспериментальные данные [1,2,3];
 ° – вычисленные в настоящей работе;
 сплошная линия – рассчитанные в теории функционала электронной плотности и модели Дебая–Грюназена [4]

циркония (рис.1) хорошо совпадает с имеющимися экспериментальными данными и расчетами в модели Дебая–Грюназена [4].

Из полученных результатов следует, что структурная неустойчивость ОЦК решетки в цирконии относительно смещений характерных для колебаний с волновым вектором $k = 2/3(111)$ играет важную роль не только при $\beta \rightarrow \omega$ переходе, но также и при $\beta \rightarrow \alpha$ превращении, наблюдаемом при давлениях, меньше 5 GPa. Можно ожидать следующий сценарий $\beta \rightarrow \alpha$ фазового перехода: при понижении температуры в β -Zr сначала возникает неустойчивость относительно продольных L_l колебаний, что приводит к возникновению метастабильной ω фазы. Так как в

этом интервале температур и давлений ω фаза неустойчива по отношению к другим колебательным модам, она в течение короткого промежутка времени переходит в α фазу. При давлениях выше тройной точки ω фаза становится стабильной, и переход в α фазу с ГПУ решеткой не происходит.

1. Y.Akahama, M.Kobayashi and H.Kawamura, J. Phys. Soc. Japan, **59**, 11, 3843 (1990)
2. Y.Akahama, M.Kobayashi and H.Kawamura. J. Phys. Soc. Japan, **60**, 10, 3211 (1991)
3. E.Yu.Tonkov, *High Pressure Phase Transformations* (Gordon and Breach Science Publishers, Philadelphia, 1992) Vol. 2.
4. S.A.Ostanin and V.Yu.Trubitsin Phys. Rev. B **57**, 13485 (1998).

КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ И АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ ШВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛАМИ С ЭПФ

Бледнова Ж. М., Мышевский И. С.

*Кубанский государственный технологический университет, Краснодар,
blednova@mail.ru*

Настоящее исследование является развитием работ [1, 2]. В качестве исследуемого материала используются листы стали 12Х18Н10Т толщиной 1 мм. Легирование сварных швов производится аргонодуговой сваркой неплавящимся W-электродом в камере защитных газов. Легирующий компонент представляет собой проволоку из сплава 55,3Ni44,7Ti диаметром 1 мм, подаваемую в сварочную ванну при сварке.

С использованием методов планирования эксперимента произведен выбор определяющих факторов для расчета режимов аргонодуговой сварки листов стали 12Х18Н10Т толщиной 1 мм с добавлением легирующего компонента 55,3Ni44,7Ti. Получена математико-статистическая модель, связывающая критерии работоспособности с основными параметрами процесса. Рекомендованы технологические режимы сварки: сила тока $I = 65$ А, температура последующего отжига сварного соединения в среде аргона $T = 500\text{--}1000$ °С, массовая доля легирующего компонента в шве $Q = 20\text{--}25$ %, усилие обкатки сварного шва плоским роликом $P = 1400\text{--}1700$ кгс.

Анализ структуры легированных соединений выявил гетерогенную структуру шва с матрицей TiNi и выделением вторичных фаз по границам зерен. В качестве вторичных фаз были обнаружены фазы, обогащенные титаном (Ni, Fe)Ti, имеющие структуру типа Fe₂Ti. В результате металлографического анализа были обнаружены небольшие поры размером от нескольких до 15–20 микрон. Общий объем пор в легированном соединении не превышал 1 %. Край сварного шва содержит фазы, обогащенные железом, и ярко выраженную дендритную сетку, ориентированную по направлению отвода тепла. Ширина зоны сплавления колеблется от 60 до 150 мкм. Обкатка приводит к дроблению и ориентации структуры в направлении, перпендикулярном к обкатке.

Оценка влияния режимов обработки легированного соединения на структурные параметры происходила при помощи метода мультифрактальной параметризации. Определение мультифрактальных характеристик происходило по отдельным обработанным снимкам с перекрытием в 10 % размером 256x256 px и разрешением 72 px/in с помощью разработанной в ИМЕТ РАН программы MFRDrom [3]. Параметризация происходила по поперечному сечению шва от центра к основному материалу.

Произведено количественное описание структуры легированного соединения на основе определения мультифрактальных характеристик. Получены численные оценки влияния основных технологических режимов на структурообразование легированных соединений.

Работа выполнена при поддержке Министерства образования и науки РФ (код проекта 201.01.01.115) 2001-2002 гг., а также по НИР в рамках программы РНП.2.1.2.4958 (2.14.080) на 2006-2008 гг.

1. Мышевский И.С., Бледнова Ж.М. Структура и свойства сварных швов, легированных материалами с эффектом памяти формы (ЭПФ), Сб. трудов Межд. симпоз. «Фракталы и прикладная синергетика – ФиПС-05», М.: Интерконтакт Наука, 2005, с. 190-191.
2. Бледнова Ж.М., Мышевский И.С. Влияние легирующих добавок с ЭПФ на фазовый состав сварных соединений, Сб. тез. «Физическое материаловедение», Тольятти, 2006, с. 159-160.
3. Встовский Г.В. Фрактальная параметризация структур в металлах и сплавах: Автореф. дис. д-ра физ.-мат. Наук. – Москва, 2001. – 60 с.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ И МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛИ С TiNi ПОКРЫТИЕМ

Бледнова Ж. М., Степаненко М. А.

*Кубанский государственный технологический университет, Краснодар,
blednova@kubstu.ru, blednova@mail.ru, stepanenko_maya@mail.ru*

Лазерная наплавка является одним из методов получения покрытий из никелида титана TiNi, обеспечивающих повышенные механические характеристики конструкционных материалов [1]. За счет эффекта памяти формы (ЭПФ) слоя TiNi, приобретенного в результате цикла комбинированной обработки, реализуются функциональные возможности поверхностного слоя [2]. Эти изменения определяются параметрами структуры, формирующимися в процессе обработки.

Исследования производились на образцах из стали 12X18H9T, поверхностно-модифицированной никелидом титана на основе порошка марки ПН55Т45 (Ti–50 ат.%Ni), и сверхупругого сплава ТН (Ti–55,3вес.%Ni). Установлено, что при лазерной наплавке TiNi ($\delta = 0,12–0,45$ мм) формируется поверхностный слой ультрамикросталлического В2-сплава, имеющий дендритно-ячеистую структуру с четко выраженными равноосными зёрнами в центре слоя и направленной кристаллизацией на границе раздела. Средний размер зёрен, изменяясь по глубине, составляет 0,2–0,7 мкм; плотность после наплавки достигает $(0,356–0,589) \cdot 10^9$ мм⁻², микротвердость – $\sim 7 \div 8$ ГПа.

Особенности структурообразования обуславливают повышение основных механических свойств поверхностно-модифицированных сплавом TiNi материалов [1,2], в частности, высокий уровень сопротивления воздействию коррозионной среды (в насыщенном растворе NaCl и морской воде), изнашиванию, а также низкий коэффициент трения. После термической обработки при $T = 773$ К (в среде аргона) и поверхностного пластического деформирования слоя TiNi методом обкатки в трехроликовом приспособлении при усилии 100 Н на величину $\epsilon = 10\%$ наблюдается равномерное измельчение структуры по глубине покрытия (не более 0,1–0,2 мкм с плотностью порядка $0,7 \cdot 10^9$ мм⁻²). В этих условиях значительно повышаются свойства поверхностно-модифицированных сплавом TiNi материалов: циклическая долговечность при малоцикловом нагружении (в $2 \div 2,5$ раза) и контактная фрикционная усталость (1,6 раза), износостойкость ($\sim 3,6 \div 4$ раза).

Эволюция структурных параметров и свойств поэтапной обработки поверхностного TiNi-слоя количественно оценивалась методом мультифрактальной параметризации. Мультифрактальные характеристики покрытия никелида титана соответствуют области существования пластичных Ф-симметричных фракталов. В результате анализа обоснована целесообразность использования термических операций для оптимизации структуры сплава TiNi после наплавки, определены характеристики стабильности и деградациии по глубине слоя. Установлена корреляционная зависимость изменения фрактальной размерности от размера зёрна никелида титана в цикле комбинированной обработки. Произведена оценка износостойкости TiNi-покрытия по параметрам адаптации его микроструктуры к внешнему воздействию в процессе трения.

Работа выполнена в соответствии с НИР по программе РНП.2.1.2.4958 (02.14.80) 2006-2008 гг. при поддержке Министерства образования и науки РФ.

1. Бледнова Ж.М., Степаненко М.А. Структура и свойства TiNi-покрытий с ЭПФ, полученных лазерной наплавкой // Известия вузов. Сев.- Кавказ. регион. Технические науки. – 2005. - №12. – с.21-27

2. Бледнова Ж.М., Махутов Н.А., Степаненко М.А. Особенности структуры и свойств поверхностных слоев из сплава с эффектами памяти формы, используемых в термомеханических соединениях // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2006. - №5.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В $\text{LaMnO}_{3+\delta}$

Седых В. Д., Шехтман В. Ш., Зверькова И. И., Дубовицкий А. В.,
Кулаков В. И.

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

Проведены рентгенодифракционные и мессбауэровские исследования влияния условий термической обработки на формирование и взаимные переходы структурных модификаций соединения $\text{LaMnO}_{3+\delta}$, легированного ^{57}Fe (4%). Полученные экспериментальные данные показали, что термообработка в вакууме и на воздухе обеспечивает контролируемые обратимые структурные превращения ромбоэдрической и двух орторомбических модификаций (пространственные группы $R\bar{3}c$ и $Pnma$, соответственно). Рассмотрены изменения конфигурации кислородного окружения катионов и кристаллохимической упаковки при обратимых фазовых переходах.

В литературе выдвигается предположение, что в рассматриваемом соединении присутствуют катионные вакансии, а не избыточный кислород. Рассматривается, что орторомбическая фаза $Pnma II$ имеет стехиометрический состав, а фазы $Pnma I$ и $R\bar{3}c$ – нестехиометрический состав: катионные вакансии в позициях La и Mn (формула записывается как $\text{A}_{1-x}\text{B}_{1-x}\text{O}_3$). В такой модели в фазах $Pnma I$ и $R\bar{3}c$ концентрация ионов должна коррелировать с общим числом катионных вакансий.

Полученные нами экспериментальные данные по обратимости фазовых переходов ставят под сомнение наличие катионных вакансий в манганите лантана и свидетельствуют о наличии избыточного кислорода кислородного в фазах со структурной формулой $\text{LaMnO}_{3+\delta}$.

Мессбауэровские исследования показывают, что в фазе $R\bar{3}c$, в которой должно быть самое симметричное кислородное окружение по сравнению с орторомбической фазой $Pnma I$, наблюдается существенный рост (вместо уменьшения) величины квадрупольного расщепления, ответственного за симметрию локального окружения мессбауэровских атомов. Это подтверждает предположение о наличии избыточного содержания кислорода в решетке, ионы которого заметно искажают локальную симметрию окружения железа, что, в свою очередь, приводит к увеличению величины квадрупольного расщепления.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 06-02-16535 и Программы РАН «Свойства конденсированных сред».

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ $\text{LaMnO}_{3+\delta}$ ПРИ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ

Аристова И. М., Седых В. Д., Абросимова Г. Е., Зверькова И. И.,
Дубовицкий А. В., Шехтман В. Ш., Кулаков В. И.

Институт физики твердого тела АН, Черноголовка,
aristova@issp.ac.ru

Варьируя условия синтеза и термообработки в соединении $\text{LaMnO}_{3+\delta}$, можно получить набор структурных модификаций, основными из которых являются ромбоэдрическая с пространственной группой $R\bar{3}c$ и две орторомбические $Pnma I$ и $Pnma II$ с пространственной группой $Pnma$.

Известно, что качество и свойства получаемой керамики в значительной мере определяются её дисперсностью. Для получения наноструктурированных порошков, например, часто применяется золь–гель технология.

В настоящей работе методами рентгеновской дифракции и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) обнаружено, что в $\text{LaMnO}_{3+\delta}$ при термообработке происходит фазовый переход из орторомбической фазы $Pnma I$ в орторомбическую фазу $Pnma II$ (т.е. в пределах одной пр. гр. $Pnma$), приводящий к высокой степени дисперсности. Исходный образец $\text{LaMnO}_{3+\delta}$ с фазой $Pnma I$, полученный стандартным твердофазным синтезом, имеет средний размер частиц порядка микрона, тогда как в фазе $Pnma II$ минимальный размер – 4 нм, а средний размер – 14 нм. На основании 500 измерений получено распределение частиц по размерам и по занимаемому ими объему.

Как показано в работе, фазовый переход из орторомбической фазы $Pnma I$ в ромбоэдрическую фазу не приводит к образованию наночастиц.

$\text{LaMnO}_{3+\delta}$ был также синтезирован методом золь–гель. Средний размер частиц при такой технологии составляет порядка 90 нм, что значительно превышает средний размер наночастиц (14 нм), полученных при фазовом переходе в образце, приготовленном твердофазным синтезом

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 06-02-16535 и Программы РАН «Свойства конденсированных сред».

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОРЕЛЬЕФА В ЗОНЕ КОНТАКТА ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Тюрин А. И., Юнак М. А.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов
aiTyurin@narod.ru

Развитие современных технологий производства и, особенно, развитие нанотехнологий имеет тенденцию к миниатюризации как готовых изделий, так и отдельных узлов и механизмов. Применение таких устройств предполагает механическое взаимодействие (деформацию, трение, износ и т.д.) материалов в субмикроразмерах, при этом свойства и поведение даже обычных материалов могут существенно отличаться от

свойств в макрообъеме. Это делает исследования механических свойств и поведения материала в микро- и нанобъемах при различного рода воздействиях все более актуальными и востребованными на практике.

При этом, несмотря на впечатляющие достижения нанотестинга поверхности последних лет, до сих пор остаются практически не изученными скоростные зависимости доли материала, вытесняемого из отпечатка в навал, а также градиентов относительной деформации в зоне укола, особенно в наиболее значимом на практике диапазоне скоростей относительной деформации $\dot{\epsilon}$ от 10^{-2} до 10^2 с⁻¹.

Поэтому цель работы заключалась в определении доли материала, вытесняемого в навал, и градиента относительной деформации в субмикробъеме при пластическом деформировании материала, вызванном действием высоких локальных напряжений в широком интервале скоростей относительной деформации.

Исследования проводились при комнатной температуре на ионных (LiF, NaCl) и ковалентных кристаллах (Si, Ge), а также полимере ПММА.

Отпечатки наносились алмазной пирамидой Берковича под действием треугольного, симметричного импульса нагрузки варьируемой амплитуды и длительности фронта нагружения от 10 мс до 100 с. Это обеспечивало эквивалентные условия испытания в диапазоне скоростей относительной деформации от 10^{-2} до 10^2 с⁻¹. Измерение объема материала, вытесненного в “навал”, производилось с помощью сканирующего атомного микроскопа AFM SOLVER по изображению поверхности около места укола.

Для всех исследованных материалов определены доли материала, вытесненного в навал. Показано, что объем навала меньше объема отпечатка и составляет от 5 до 70%, в зависимости от типа материала и скорости относительной деформации.

Данные о распределении материала, вытесненного в навал, в зависимости от расстояния до места укола, позволяют определить количество материала, уплотняемого под индентором, и производить расчет градиента относительной деформации.

В результате было показано, что максимальная величина относительной деформации ϵ приходится на область, непосредственно прилегающую к отпечатку, а затем достаточно быстро спадает по закону, близкому к степенному. Увеличение $\dot{\epsilon}$ в диапазоне от 10^{-2} до 10^2 с⁻¹ приводит к росту максимального значения ϵ и изменению ее распределения в зависимости от расстояния до места укола.

Таким образом, в работе для ряда материалов (NaCl, LiF, ПММА, Si Ge) при действии высоких локальных напряжений в широком интервале $\dot{\epsilon}$ (от 10^{-2} до 10^2 с⁻¹) установлены количественные доли материала, вытесненного в навал и уплотненного под отпечатком, а также определены градиенты пластической деформации.

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

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ВЯЗКО-ХРУПКИЙ ПЕРЕХОД В Si И Ge ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

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

Тамбовский государственный университет, г. Тамбов, Россия

golovin@tsu.tmb.ru

Исследование вязко-хрупкого перехода в зависимости от различных условий воздействия (тепловых, механических, электромагнитных и др.) на материал имеет большое значение для обеспечения надежности работы различных конструкций, сооруже-

ний, приборов и т.д. Как правило, с падением температуры и ростом скорости нагружения большинство материалов проявляют склонность к охрупчиванию, что представляет большую опасность во время эксплуатации оборудования.

Для исследования прочностных свойств материала и вязко-хрупкого перехода в микрообъеме без разрушения всего исследуемого образца обычно используют методику микроиндентирования. При этом о трещиностойкости материала судят по виду и размеру трещин, появляющихся около отпечатка индентора. Однако систематических исследований в области динамического нагружения до сих пор не проведено.

Традиционно при микроиндентировании исследуются диапазоны сравнительно низких скоростей относительной деформации $\dot{\epsilon}$ (как правило, от 10^{-3} до 10^0 с $^{-1}$), или очень высокие значения $\dot{\epsilon}$ (порядка $10^4 - 10^5$ с $^{-1}$).

Однако в диапазоне $\dot{\epsilon}$ от 10^{-2} до 10^4 с $^{-1}$, который имеет гораздо большее значение для практики, в большинстве случаев отсутствуют данные о скоростной зависимости хрупкости и пластичности материала в условиях действия высоких локальных напряжений. Поэтому в настоящей работе ставилась цель исследовать процессы образования трещин, а также ряда прочностных характеристик монокристаллов Si и Ge при динамическом наноиндентировании в диапазоне $\dot{\epsilon}$ от 10^{-2} до 10^2 с $^{-1}$.

В работе была использована установка по динамическому наноиндентированию, которая позволяла варьировать величину приложенной нагрузки (от 50 до 400 мН) и длительность фронта нагружения t_{ϕ} (от 10 мс до 100 с). В качестве индентора использовали стандартную пирамиду Берковича. Нагружение осуществляли при комнатной температуре треугольным симметричным импульсом силы.

Было установлено, что при глубине отпечатка $h = 830$ нм в Si трещины образуются в интервале $\dot{\epsilon}$ от 10^{-2} до 1 с $^{-1}$ (в Ge в интервале $\dot{\epsilon}$ от 10^{-2} до $0,5$ с $^{-1}$), а при увеличении $\dot{\epsilon}$ трещины не выявляются.

Образование трещин около отпечатка позволило определять величину целого ряда величин, характеризующих прочностные свойства материала при действии высоких локальных напряжений (трещиностойкость K_{Ic} , параметр Палмквиста a , микрохрупкость g и поверхностную энергию разрушения W_p .) и исследовать их зависимость от $\dot{\epsilon}$.

Таким образом, в данной работе в широком диапазоне скоростей относительной деформации (от 10^{-2} до 10^2 с $^{-1}$) выявлены условия вязко-хрупкого перехода в Si и Ge при действии высоких локальных напряжений, и определены величины, характеризующие их прочностные свойства (K_{Ic} , a , g , W_p).

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 06-02-96316).

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ПММА В СУБМИКРООБЪЕМЕ ПРИ НАНОКОНТАКТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Тюрин А. И., Иволгин В. И., Хлебников В. В., Мелехов С. А.

Тамбовский государственный университет, Тамбов,

aiTyurin@narod.ru

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

Поэтому цель настоящей работы заключалась в исследовании скорости относительной деформации $\dot{\epsilon}$, размера зоны деформирования и температуры T на кинетику деформирования, величину физико-механических параметров (модуль Юнга, динамическая твердость материала H_d , коэффициент скоростной чувствительности нано- и микротвердости m) и микромеханизмы массопереноса при наноконтактной деформации ПММА.

Деформирование материала в субмикрообъеме осуществляли на динамическом наноиндентометре собственной конструкции алмазной пирамидой Берковича, под действием треугольных симметричных импульсов силы с варьируемой амплитудой и длительностью.

В широком интервале $\dot{\epsilon}$ (от 3×10^{-3} до 10^2 c^{-1}), перекрывающем около пяти порядков величины, исследована зависимость кинетики формирования зоны деформирования, а также определены зависимости величин H_d , E , и m от размеров зоны деформирования, скорости относительной деформации, температуры и прочностных свойств материала (отношения статической твердости к модулю Юнга исследуемого материала). Проведенный термоактивационный анализ позволил установить мгновенные значения ряда активационных параметров (величину активационного объема и энергии активации) процессов пластической деформации в субмикрообъеме.

Показано, что в диапазоне глубин пластической деформации h_c от 30 нм до 1 мкм и температур от 25 до 125 °С в достаточно широком интервале h_c величина m остается практически постоянной во всем интервале исследованных температур, а затем начинает расти с уменьшением h_c . Так, например, при $T = 25 \text{ }^\circ\text{C}$ в диапазоне h_c от 1000 до 400 нм величина $m = 0,09$, а при дальнейшем уменьшении h_c до 30 нм m возрастает до 0,15–0,2. Увеличение температуры показало, что величина m остается постоянной в интервале температур от 25 до 86 °С ($m = 0,09$), а при увеличении T от 86 до 125 °С начинает расти, достигая значения 0,38 (при $T = 125 \text{ }^\circ\text{C}$). Высокие значения величины m при малых h_c (порядка нескольких десятков нм) и высоких T ($T > 100 \text{ }^\circ\text{C}$) свидетельствуют о переходе материала в этих условиях в сверхпластичное состояние.

Учитывая полученные значения величины активационного объема, можно предположить, что локальная наноконтактная деформация ПММА, при комнатной температуре на первом этапе ($h_c \leq 300 \text{ нм}$), может происходить преимущественно за счет движения отдельных боковых групп макромолекулы, а затем – на II этапе ($h_c > 300 \text{ нм}$), доминирующую роль в пластической деформации начинают играть хребтовые звенья макромолекулы. При увеличении T (от 25 до 125 °С) и h_c (до 1 мкм) величина активационного объема возрастает до значений, сопоставимых с объемом отдельных макромолекул ПММА.

Таким образом, проведенные исследования позволили установить номенклатуру структурных дефектов и кинетику доминирующих микромеханизмов пластичности при действии высоких локальных напряжений в зависимости от размера зоны деформирования, скорости относительной деформации и температуры, а также выявить явления сверхпластичности в субмикрообъеме.

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

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СПЛАВА TiNi ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ЛОКАЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ

Коренков В. В., Иванов В. Е.

Тамбовский государственный университет, Тамбов
kornet@mail.ru

В последнее время интенсивно обсуждается новый аспект практического применения сплавов с памятью формы (СПФ) в качестве износостойчивого материала. Износ – чисто поверхностный эффект, который протекает во множественных пятнах контакта субмикронных размеров между двумя соприкасающимися поверхностями. В пятнах контакта материал находится, в отличие от одноосных испытаний, в сложном напряженном состоянии, включающем как растягивающие, так и сжимающие напряжения. Отклик мартенситной фазы на воздействие растягивающих и сжимающих напряжений должен быть различным, что неизбежно скажется как на псевдоупругости, так и на других механических свойствах СПФ, в том числе – твердости. Следовательно, возникает вопрос – всегда ли псевдоупругость эффективно способствует сопротивлению износу? Для ответа на этот вопрос целесообразно смоделировать условия контактного взаимодействия двух шероховатых поверхностей в единичном пятне контакта в контролируемых условиях. Идеальной моделью такого взаимодействия является наноиндентирование – непрерывный мониторинг глубины погружения острого индентора в поверхность материала в зависимости от нагрузки.

В работе приводятся результаты экспериментального исследования отклика поверхности сплава Ti_{49,5}Ni_{50,5} на динамическое воздействие локальной нагрузки амплитудой от 9,8 мН до 1,96 Н в диапазоне времен жизни пятен контакта 20 мс – 200 с. Анализ топологии поверхности в зоне деформирования производился с помощью атомно-силового микроскопа Solver LS. Показано, что судить о роли псевдоупругости в формировании механических свойств СПФ при контактном нагружении сложнее, чем при одноосных испытаниях. Отношение η энергии упругой деформации к полной энергии, затрачиваемой на формирование отпечатка, в СПФ достигает 46–53%, тогда как в мартенситных сталях не превосходит $\eta = 11\%$. При этом величина упругой энергии нелинейно увеличивается с ростом нагрузки на индентор, тогда как η в диапазоне нагрузок 100 мН – 1Н практически не меняется. Высокая обратимая пластичность СПФ затрудняет и объективную оценку твердости этих материалов традиционными методами. Например, измеренная с помощью индентора Виккерса на ПМТ-3 микротвердость сплава Ti_{49,5}Ni_{50,5} составила $H = 3,49$ ГПа, тогда как твердость по Оливеру–Фарру, рассчитанная из диаграммы нагружения того же материала при непрерывном внедрении индентора – в 1,5 раза меньше. Аналогично, при изменении скорости относительной деформации от $2 \times 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ до $3 \times 10^2 \text{ с}^{-1}$ доля упругой энергии в полной энергии, затрачиваемой на формирование пятна контакта, возрастает на 15%, тогда как твердость увеличивается почти вдвое. Это свидетельствует о том, что износостойкость поверхности СПФ в единичных пятнах контакта субмикронных размеров даже увеличивается с ростом скорости деформирования. Причины такого поведения СПФ в единичных пятнах контакта субмикронных размеров обсуждаются в рамках влияния сильной локализации и малого времени деформации на формирование мартенситной фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 04-02-17198 и № 06-02-96316).

ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА TiNi НА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СУБМИКРОННОЙ ТОЛЩИНЫ

Коренков В. В., Седова Н. В.

Тамбовский государственный университет, Тамбов
kornet@mail.ru

При всех своих замечательных механических свойствах, сплав TiNi имеет существенный недостаток – достаточно слабую коррозионную стойкость. Деградация поверхностного слоя на воздухе вызывает существенное сужение диапазона температур существования мартенситного состояния, ухудшая эксплуатационные параметры материала. Это особенно актуально в свете использования СПФ в качестве медицинских имплантантов и износостойчивых покрытий. В связи с этим в последнее время предпринимаются попытки защитить поверхностный слой сплава различными методами.

Одним из самых высокотехнологичных способов защиты поверхности в настоящее время является имплантация защитного покрытия с помощью ионов высокой энергии. Техника высокодозовой ионной имплантации, обеспечивая одновременно высокую насыщенность твердого раствора с дисперсностью структуры в поверхностном слое толщиной менее 0,1 мкм, существенно повышает усталостные характеристики изделий, увеличивает износостойкость и коррозионную стабильность. Вместе с тем, до сих пор отсутствуют модели, которые позволили бы количественно описать механизмы упрочнения материалов при ионной имплантации. Это связано как со сложностью протекающих при ионной имплантации структурно-фазовых превращений, так и с их нетривиальным влиянием на характеристики материалов.

В работе представлены результаты исследования влияния имплантации в поверхность сплава Ti_{49,5}Ni_{50,5} ионов Ti⁺ и Zr⁺ при расчетных дозах $1,4 \times 10^{16}$ ион·см⁻² на соотношение упругих и пластических свойств в приповерхностном слое 1 мкм. Исследования проводились методом наноиндентирования на ультрамикротвердомере Shimadzu DUN-W201. Топология поверхности в зоне деформирования анализировалась атомно-силовым микроскопом Solver LS в полуконтактной моде.

Показано, что параметры мартенситного перехода при локализации деформации в субмикроробъем могут сильно отличаться от тех, что имеют место в объеме материала (при одноосном растяжении/сжатии). Найдена зависимость контактного давления в отпечатке, инициирующего мартенситное превращение, от скорости деформирования. Установлено, что после ионной модификации доля пластичности в субмикроробъем всегда остается больше, чем упругости. Кроме того, вклад псевдоупругости в общую деформацию уменьшается всего на 5% при изменении продолжительности нагружения на три порядка величины. Установлено, что модификация поверхности ионами Zr⁺ и Ti⁺ ведет к увеличению его твердости в 2,5–3 раза. При этом всего на 5–7% увеличивается необратимая пластичность. Атомно-силовая микроскопия остаточных отпечатков индентора свидетельствует о сложном характере трансформаций поверхности в зоне деформирования. Причины такого поведения СПФ до и после ионной модификации в единичных пятнах контакта субмикронных размеров обсуждаются в рамках влияния сильной локализации и малого времени деформации на формирование мартенситной фазы при возможном подавлении прямого мартенситного превращения вследствие ионной бомбардировки.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 04-02-17198 и № 06-02-96316).

О ВЛИЯНИИ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА СПЛАВЫ С ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКОЙ МАРТЕНСИНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

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

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

Магнитная обработка оказывает иницирующее влияние на мартенситное превращение в сплавах с разной кинетикой. В проведенных ранее исследованиях по влиянию импульсного магнитного поля на мартенситное превращение в сплавах с изотермической кинетикой установлено, что при наложении импульсного магнитного поля кинетика превращения резко меняется. Было сделано заключение, что импульсные магнитные поля практически не оказывают влияния на изотермическое превращение, но могут вызывать в сплавах с изотермической кинетикой ярко выраженное атермическое превращение.

Задачей настоящего исследования являлось изучение влияния магнитного поля на мартенситное превращение в сплаве Fe–24%Ni–4%Mn при низкой температуре – температуре жидкого гелия.

Исследования проводили в импульсных полях высокой напряженности (32 МА/м) при разной температуре переохлаждения, а также в постоянном магнитном поле достаточно высокой напряженности, создаваемом в соленоиде со сверхпроводящей обмоткой, и на установке NPMS5-XL.

Сплав H24Г4 при быстром переохлаждении до температуры жидкого гелия (4,2 К) не испытывает мартенситного превращения и имеет чисто аустенитную структуру, которая сохраняется и при наложении постоянного магнитного поля 50 кЭ. Однако, выдержка образцов в течение 30 мин при 4,2 К в магнитных полях 4,5 МА/м (57 кЭ) и 11,2 МА/м (140 кЭ) приводит к образованию мартенсита. С ростом напряженности магнитного поля количество мартенсита в образцах увеличивалось и составило в поле 4,5 МА/м – 12 %, а в поле 11,2 МА/м – 23 %.

Показано, что величина критического поля при температуре жидкого гелия хорошо укладывается на продолжение прямолинейной зависимости H_c от температуры при импульсном намагничивании данного сплава. При воздействии критического магнитного поля 4,5 МА/м отдельные мартенситные кристаллы, расположены преимущественно у границ аустенитных зерен и в дефектных местах аустенитной матрицы. Структура мартенсита, полученная под влиянием постоянного магнитного поля при температуре жидкого гелия, отличается большим разнообразием. В постоянном поле 11,2 МА/м наряду с цепочками тонких кристаллов изотермического мартенсита, возникают более широкие, линзовидные мартенситные кристаллы. Вновь возникшие кристаллы группируются в виде зигзагов ("ферм") или остроугольных сочленений.

Таким образом, при определенных условиях под влиянием магнитного поля в сплавах с изотермической кинетикой мартенситного превращения можно наблюдать развитие мартенситного превращения как по изотермическому, так и по атермическому типу. Искусственное увеличение переохлаждения (разности термодинамических потенциалов γ и α -фаз) с помощью наложения на тысячные доли секунды магнитного поля переводит аустенит в состояние «ниже истинной мартенситной точки», и происходит атермическое превращение. Очевидно, что постоянные магнитные поля сопоставимые по напряженности с импульсными магнитными полями при таких же условиях оказали бы аналогичное действие, то есть привели к мгновенному образованию атермического мартенсита.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕДИ ПОСЛЕ ДИНАМИЧЕСКОГО КАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Хомская И. В., Фролова Н. Ю., Зельдович В. И.,
Шорохов Е. В.*, Жгилев И. Н.*

Институт физики металлов Уральского отделения РАН, Екатеринбург,

khomskaya@imp.uran.ru

** Российский Федеральный ядерный центр–ВНИИТФ, Снежинск,*

shor@gdd.ch70.chel.su

Динамическое канально-угловое прессование может быть использовано в качестве метода интенсивной пластической деформации, сопровождающейся значительным измельчением структуры, вплоть до получения нанокристаллического состояния. Одним из преимуществ метода является кратковременность его проведения.

Методами металлографии и дифракционной электронной микроскопии были изучены структурные изменения в образцах меди марки М1, подвергнутых интенсивной пластической деформации. Деформация была осуществлена методом динамического канально-углового прессования, с использованием техники ударного нагружения, и заключалось в продавливании заготовок через один или несколько каналов, расположенных под углом друг к другу. Скорость заготовки до попадания в первый канал была ~230 м/с. Давление в образцах составляло 3–7 ГПа.

В исходном состоянии медь имела полиэдрическую структуру со средним размером зерен (кристаллитов) около 100 мкм. Зерна содержали большое количество двойников отжига. Структура меди изменялась под действием одновременного влияния высокоскоростной деформации и повышения температуры. По мере увеличения степени деформации, при последовательном прохождении каждого канала, наблюдали образование во всем объеме образцов ячеистой дислокационной структуры, систем микродвойников, формирование субзеренной структуры; и в отдельных участках образцов области сильного локализованного течения. Ячеистая дислокационная структура с размером ячеек от 0,2 до 0,5 мкм сформировалась в образцах, в основном, под действием высокоскоростной деформации. Степень деформации, оцененная по удлинению элементов структуры, составляет ~30–40%. Стенки дислокационных ячеек имели размытый, нечеткий вид, поскольку в них под действием динамического нагружения образовались сложные дислокационные структуры. В зонах образцов, претерпевших более интенсивное воздействие (степень деформации составляет ~60–80%), наблюдали двойники деформации толщиной 0,02–0,1 мкм и субзерна с поперечными размерами 0,2–0,5 мкм. Двойники имеют фрагментированную внутреннюю структуру, возникновение которой обусловлено действием высоких локальных напряжений. Субзерна имеют повышенную плотность дислокаций. В некоторых зонах образцов наблюдали области струйного течения и участки с элементами турбулентного (вихревого) локализованного течения. По мере увеличения интенсивности воздействия и, следовательно, значительного повышения температуры возникали участки, содержащие новые рекристаллизованные зерна. Вследствие кратковременности воздействия новые зерна не вырастали до размеров, превышающих 0,1–0,6 мкм.

Работа выполнена в рамках программы фундаментальных исследований Президиума РАН на 2006 г. "Исследование вещества в экстремальных условиях".

ВЛИЯНИЕ РАСПАДА β - ТВЕРДОГО РАСТВОРА НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Cu–Al–Mn С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Хомская И. В., Зельдович В. И., Шипша В. Г.*

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,

khomskaya@imp.uran.ru

* Военный инженерно-космический университет, С-Петербург.

В сплавах Cu–12,5Al–4Mn и Cu–12,5Al–4Mn–0,05B (вес.%) исследованы процессы низкотемпературного распада, мартенситное превращение и механические свойства. Мартенситную структуру получали закалкой от 850°C в теплую (50°C) воду. M_n исследуемых сплавов составляет 54 °C, M_k – 35°C и 42°C, A_n – 56 и 68°C, A_k – 70 и 80°C, соответственно (метод "дифференциального тензодатчика"). Испытания на одноосное растяжение (при 65–240 °C) проводили на машине ZST 3/8, оснащенной дополнительно комплексом автоматической аппаратуры для регистрации нагрузки, деформации и температуры. Легирование бором (0,05%) изменяет средний размер зерна (от 2000 до 50 мкм) и улучшает термомеханические характеристики сплава при всех температурах испытания. Анализ результатов измерения деформационно-силовых свойств показал существенное увеличение предела текучести, прочности и деформационного ресурса исследуемых сплавов при температурах испытания 200–240°C по сравнению с испытаниями при 130–180°C [1,2].

Исследованы структурные изменения в процессе частичного низкотемпературного (200–240 °C, 30 мин) распада β_1 -фазы и последующего мартенситного превращения. Изучены условия формирования выделяющихся фаз. На начальной стадии распада в упорядоченной β_1 -фазе образуются области, обедненные и обогащенные марганцем. Наблюдающаяся при этом модулированная структура представляет собой сетку взаимно пересекающихся пластинок, расположенных в плоскостях куба. Поперечные размеры пластинок составляют 8–10 нм. В процессе выдержки происходит нарушение когерентной связи выделившихся гомогенно агрегатов и матрицы, образуются частично когерентные дисперсные выделения γ_2 -фазы (Cu₉Al₄). Частицы зарождаются преимущественно на дефектах решетки и в местах стыка гомогенно выделившихся пластинок, их размеры не превышают 10 нм. Необходимо отметить, что в исследованных сплавах с составом, в значительной степени отличающимся от стехиометрического сплава Cu₂MnAl, температурные интервалы существования гомогенных и гетерогенных выделений перекрываются. По-видимому, существует непрерывный переход от обогащенных марганцем областей модулированной структуры к фазе выделения.

Изучены особенности мартенситного превращения в матрице с концентрационными и структурными неоднородностями. Результаты структурных исследований сопоставлены с данными измерений деформационно-силовых свойств.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта «Ведущие научные школы» НШ-5965.2006.3

1. Казаков В.Ю., Шипша В.Г., Баженов И.П. и др. Особенности деформационно-силовых свойств сплава Cu–Al–Mn //Труды семинара «Функционально-механические свойства сплавов с мартенситным механизмом неупругости»,1992, Ухта, с.182-185.
2. Шипша В.Г., Казаков В.Ю., Затульский Г.З. и др. Влияние размера зерна на термомеханические характеристики сплава Cu–Al–Mn //Труды семинара «Функционально-мех. свойства материалов и их компьютерное конструирование», 1993, Псков, с. 509-513.

ЭВОЛЮЦИЯ ПРИ НАГРЕВЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР, СФОРМИРОВАННЫХ ТРЕНИЕМ НА ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Макаров А. В., Коршунов Л. Г.*, Солодова И. Л.*, Малыгина И. Ю.

*Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург,
* Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
makarov@imach.uran.ru*

Интенсивное пластическое деформирование в условиях трения скольжения можно рассматривать в качестве уникального способа формирования нанокристаллических структур (НКС) с повышенными физико-механическими свойствами в поверхностном слое таких высокопрочных и хрупких материалов, как углеродистые, цементированные, быстрорежущие стали, подвергнутые объемной или поверхностной термической (химико-термической) обработкам [1, 2]. НКС, формирующиеся на поверхностях трения закаленных углеродистых сталей с концентрацией углерода 0,38–1,53 мас.%, обладают не только большой твердостью (9,8–12,3 ГПа), но также повышенным сопротивлением разупрочнению при нагреве, соответствующем теплостойкости высоколегированных полутеплостойких сталей. Эффект повышения теплостойкости при фрикционной обработке снижается с ростом содержания углерода в стали. Это обусловлено уменьшением стабильности и устойчивости к термическому распаду дислокационных атмосфер при более высоком пересыщении их углеродом. [3]. С целью выявления причин повышенной теплостойкости НКС трения электронномикроскопическим, рентгеновским и микродюрOMETрическим методами изучены структурные изменения при отпуске (100–600°C) в поверхностных слоях сталей 35 (0,38 мас. %С) и У8 (0,83 %С), подвергнутых поверхностному деформированию твердосплавным индентором. Перед фрикционным воздействием обе стали подвергали закалке в водном растворе NaCl, а сталь У8 дополнительно охлаждали в жидком азоте и отпускали при 200°C. Показано, что основными причинами повышенного сопротивления термическому разупрочнению НКС, сформированных в закаленных, а также низкоотпущенных углеродистых сталях фрикционной обработкой, являются: эффективное закрепление дислокаций углеродом в результате активизации в нанокристаллическом мартенсите процессов деформационного динамического старения и деформационного растворения эpsilon-карбидной фазы; задержка формирования и роста карбидных частиц при нагреве НКС; торможение процессов возврата и рекристаллизации.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта НШ-5965.2006.3.

1. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Прочность и износостойкость нанокристаллических структур поверхностей трения сталей с мартенситной основой // Известия высших учебных заведений. Физика, 2004. № 8. С. 65-80.
2. Макаров А.В., Коршунов Л.Г. Повышение твердости и износостойкости закаленных лазером стальных поверхностей с помощью фрикционной обработки // Трение и износ, 2003. Т. 24. № 3. С. 301-306.
3. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л., Малыгина И.Ю. Теплостойкость и трибологические свойства закаленных углеродистых сталей, упрочненных поверхностным деформированием в условиях трения скольжения // Деформация и разрушение материалов, 2006, № 4, с. 26-33.

ДИНАМИКА ФОРМИРОВАНИЯ МЕЗОСТРУКТУР НЕРАВНОВЕСНОГО РОСТА ЛЬДА

Шибков А. А.

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

Роль биографической структуры и ее влияние на весь спектр физических и механических свойств поликристаллических материалов общеизвестны: большинство конструкционных материалов, в частности, стали и сплавы, эксплуатируются в поликристаллическом состоянии, механические и физические свойства которого, как известно, существенно зависят от размера, формы и ориентации зерен, свойств их границ и т.д. Настоящая работа посвящена исследованию динамики и морфологии неравновесного роста льда как процесса формирования биографической мезоструктуры поликристалла. С позиций нелинейной динамики и синергетики, образование обширной иерархии структур дефектов в деформируемом кристалле и формирование и эволюция разнообразных форм роста кристалла из переохлажденного расплава являются родственными примерами неравновесного морфогенеза – процесса формирования диссипативных структур в первоначально однородной нелинейной и неравновесной среде. Нами развит подход к управлению мезоструктурой роста кристалла из расплава [1], а также разработаны физические основы электромагнитного *in situ* мониторинга динамики и морфологии неравновесного роста кристалла (на примере системы лед–вода [2]). Показано, что путем варьирования управляющего параметра – переохлаждения расплава (степень неравновесности системы) – можно менять режимы кристаллизации (конвекционно-диффузионный, диффузионный, кинетический), переключать механизмы неустойчивости межфазной границы и создавать совершенно различные неравновесные мезоскопические структуры растущего кристалла (на уровне одного зерна), выраженные в виде кинетической фазовой диаграммы, которая систематизирует морфологические переходы между евклидовыми и фрактальными формами неравновесного роста [3]. Установлены механизмы неустойчивости межфазной границы кристалл–расплав, ответственные за ветвление кристаллов при различных переохлаждениях расплава [4–6].

Результаты работы позволяют: а) прогнозировать структурное состояние (преимущественно на мезоскопическом уровне) и поведение материалов в сильно неравновесных условиях; б) разрабатывать технологии создания новых структур, в частности, поликристаллических материалов с заданными размером и формой зерен; в) использовать собственное электромагнитное излучение как тонкий физический инструмент исследования динамики формирования мезоскопической структуры испытуемого кристалла; г) разрабатывать методы бесконтактного электромагнитного мониторинга и управления роста кристалла из расплава.

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

1. Шибков А.А., Желтов М.А., Королев А.А. // ДАН. 2003. Т. 389. № 4. С. 497.
2. Shibkov A.A., Golovin Yu.I, Zheltov M.A. // J. Cryst. Growth. 2002. V. 236. № 1-3. P. 434.
3. Shibkov A.A., Golovin Yu.I, Zheltov M.A. // Physica A. 2003. V. 319. P. 65.
4. Shibkov A.A., Zheltov M.A., Korolev A.A. // J. Cryst. Growth. 2005. V. 285. № 1-2. P 215.
5. Шибков А.А., Желтов М.А., Королев А.А. // Кристаллография. 2004. Т. 49. № 6. С. 1154.
6. Шибков А.А., Леонов А.А., Казаков А.А. // Материаловедение. 2005. № 7. С. 2.

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ БОКОВЫХ ВЕТВЕЙ ДЕНДРИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Шибков А. А., Желтов М. А., Казаков А. А., Верченков А. А.

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

Дендритная форма является общей формой затвердевания, наблюдаемой в природе. Наиболее сложным и нерешенным в настоящее время вопросом дендритной кристаллизации является процесс образования боковых ветвей. В литературе рассматривается два основных механизма этого процесса: механизм селективного усиления шума, приложенного к вершине дендрита [1, 2], и осцилляторный механизм, в котором первые боковые ветви образуются вследствие колебаний вершины дендрита [3]. Цель настоящей работы состояла в исследовании динамики образования боковых ветвей дендритов льда, растущих в переохлажденной воде. Экспериментально установлено, что механизм образования дендритных ветвей, основанный на селективном усилении теплового шума, непрерывно действующего на вершину, не согласуется с особенностями дендритного роста льда, а основным механизмом ветвления являются сложные нерегулярные осцилляции вершины, которые спонтанно возникают в ходе роста изотермического кристалла льда. В отличие от модели [3], осцилляции вершины реального дендрита льда дают не предельный цикл, а хаотический аттрактор, причем хаотические колебания вершины коррелируют с хаотической динамикой первых боковых ветвей. Показано, что в фазе торможения вершины, когда ее радиус кривизны проходит через локальный во времени минимум, на боковой поверхности начинает образовываться необратимая деформация в форме складки [4]. Обнаружено, что флуктуации формы вершины, вызывающие развитие первого поколения боковых ветвей, обусловлены флуктуациями направления роста вершины относительно оси дендрита, что свидетельствует о существенной роли анизотропии поверхностных свойств межфазной границы лед–вода в механизме образования боковых ветвей дендрита льда. Показано, что колебания вершины дендрита вызваны, в свою очередь, флуктуациями его массы относительно направления $\langle 11\bar{2}0 \rangle$. Если процесс образования боковых ветвей начался вследствие развития диффузионной неустойчивости (неустойчивости Маллинза – Секерки [5]) межфазной границы лед–вода, спровоцированного действием случайной внешней силы (шума любой природы, локально во времени действующего на систему), то этот процесс в дальнейшем будет самоподдерживаться за счет внутреннего шума, обусловленного хаотической динамикой боковых ветвей. Поэтому процесс ветвления дендрита далее не нуждается во внешнем воздействии, а, напротив, самовоспроизводится, и в этом аспекте слабо чувствителен к внешним шумам, уровень которых ниже уровня шума собственно процесса ветвления. Такое поведение характерно для системы, демонстрирующей детерминированный хаос. Таким образом, показано, что рост дендрита льда в переохлажденной воде представляет собой еще один пример морфогенеза диссипативной системы, демонстрирующей детерминированный хаос.

Работа выполнена при поддержке Президентского гранта (проект № МК-4627.2006.2) и гранта РФФИ (проект № 04-02-16143).

1. Langer J.S. // Phys. Rev. A. 1987. V. 36. P. 3350.
2. Brener E., Temkin D. // Phys. Rev. E. 1995. V. 51. P. 351.
3. Kessler D.A., Koplik J., Levine A. // Adv. Phys. 1988. V. 37. P. 255.
4. Шибков А.А., Леонов А.А., Казаков А.А. // Материаловедение. 2005. № 7. С. 2.
5. Mullins W.W., Sekerka R.S. // J. Appl. Phys. 1963. V. 34. № 2. P. 323.

СОБСТВЕННОЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ РАСТУЩЕГО ЛЬДА

Шибков А. А., Желтов М. А., Казаков А. А., Верченнов А. А.

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

Установлено, что рост структур неравновесного роста льда в области переохлаждений от 0,1 до 30 К сопровождается генерированием импульсных сигналов электромагнитной эмиссии (ЭМЭ) – временных вариаций потенциала электрического поля вблизи кристаллизующейся пробы воды. С помощью синхронного с регистрацией ЭМЭ видеосъемки растущих кристаллов льда установлено, что по форме и амплитудно-частотным характеристикам импульсов ЭМЭ можно надежно идентифицировать отдельные события кристаллизации на мезо- и макроскопическом структурном уровне. Составлен «альбом» ЭМЭ-отображений мезоскопических событий кристаллизации, связанных с эволюцией элементов густой ветвистой структуры, дендрита, иглообразного кристалла, ростовой трещины и т.д., образующий своего рода «электромагнитный язык» кристаллизации воды, который позволяет, при соответствующем программном обеспечении, распознавать эти события в более сложном процессе (например, множественной трехмерной кристаллизации) и оценивать долю их участия в общей картине фазового перехода, а также выполнять статистический и автокорреляционный анализ большого числа растущих зерен в ходе формирования поликристаллического льда. Обнаружено, что форма фронта сигнала ЭМЭ, генерируемого при росте отдельного кристалла коррелирует с кинетической кривой фазового перехода, т.е. временной зависимостью объема растущего кристалла, а величина сигнала пропорциональна произведению объема льда на межфазную разность потенциалов. Этот вывод может быть использован для бесконтактного определения потенциала замерзания водных растворов при больших степенях переохлаждения, где применение других методов затруднительно или невозможно, а также для измерения объема твердой фазы непосредственно в ходе кристаллизации. Предложен механизм генерирования сигнала ЭМЭ, основанный на представлении о том, что источником сигнала является нестационарное движение электрически активного фронта кристаллизации. Получено выражение, связывающее потенциал нестационарного электрического поля вне системы, претерпевающей фазовый переход, с объемом ледяной фазы и межфазной разностью потенциалов, которое хорошо согласуется с экспериментальными данными. Вместе с тем известно, что неравновесная межфазная разность потенциалов между фазами возникает при кристаллизации большого класса диэлектрических материалов. Поэтому обнаруженные корреляции между дискретной электромагнитной эмиссией и кинетикой кристаллизации, как представляется, имеют универсальный характер и могут быть основой электромагнитного метода *in situ* исследования кинетики кристаллизации диэлектриков. Таким образом, показано, что обнаруженная ЭМЭ вызвана нестационарной динамикой фазовой границы кристалл-расплав и в этом смысле является новым, весьма тонким физическим инструментом исследования морфогенеза неравновесных структур льда в переохлажденной воде.

Работа выполнена при поддержке Президентского гранта (проект № МК-4627.2006.2) и гранта РФФИ (проект № 04-02-16143).

1. Shibkov A.A., Golovin Yu.I., Zheltov M.A. // J. Cryst. Growth. 2002. V. 236. № 1-3. P. 434.
2. Шибков А.А., Желтов М.А., Королев А.А. // Природа. 2000. № 9. С. 12.

ДИНАМИКА И СТАТИСТИКА ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ ВО ЛЬДЕ

Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Казаков А. А.

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

Комплексом *in situ* методов, включающим в себя методы ЭМЭ и АЭ в сочетании с поляризационно-оптическим методом исследовалась скачкообразная пластическая деформация и разрушение моно- и поликристаллического льда в условиях одноосного сжатия в мягкой деформационной машине. Установлено, что деформирование сопровождается генерированием дискретных импульсов потенциала нестационарного электрического поля вблизи поверхности образца (сигналов электромагнитной эмиссии), обусловленных скачкообразной пластической деформацией и разрушением льда. Составлен альбом электромагнитных сигналов, позволяющий по форме сигнала идентифицировать и исследовать кинетику мезоскопических событий структурной релаксации, связанных с динамикой дислокационных скоплений и трещин [1]. Такой альбом, образующий своего рода «электромагнитный язык» процессов структурной релаксации, дает возможность контролировать *in situ* эволюцию популяций мезодефектов определенного вида. Установлено, что путем селекции и классификации импульсов ЭМЭ по их амплитудно-частотным параметрам и последующим интегрированием можно бесконтактно измерять и строить кинетические кривые структурной релаксации: пластической деформации и разрушения льда. Проведен статистический анализ скачков пластической деформации и разрушения поликристаллического льда, а также фрактальный анализ пространственных картин разрушения и отображающего распространение разрушения временного ряда – сигнала ЭМЭ. Показано, что после деформации $\epsilon \sim 1\%$ состояние структуры мезо- и макродефектов постепенно эволюционирует в состояние самоорганизующейся критичности, выражаемое в степенной статистике скачков, свойственной критическому состоянию и монофрактальном характере пространственных картин разрушения и связанного с ними сигнала ЭМЭ. На основе анализа полученных данных сделаны оценки скоростей головной группы дислокаций $u_h \sim 1-5$ см/с, средней плотности дислокаций в заблокированных границами зерен скоплениях $\bar{\rho} \sim 10^3-10^4$ см⁻¹, создаваемых ими внутренних напряжений, способных запускать источники Франка–Рида в соседних зернах, обеспечивая эстафетную передачу сдвига между зернами, а также сделаны оценки скоростей трещин $u_{cr} \sim 50-350$ м/с, отражающих мозаику внутренних напряжений в деформируемом поликристаллическом льде. Проведено сопоставление форм сигналов ЭМЭ с моделями эволюции дислокационных скоплений. Показано, что сигналы ЭМЭ разной формы фронта отражают различные нестационарные процессы пластической деформации: сигналы вида степенной функции $\varphi(t) \sim t^{1/n}$, где $n = 2.1 \dots 2.5$, связаны с динамикой консервативных скоплений дислокаций, а сигналы сигмовидной формы вида $\varphi(t) = 1 - \exp[-(t/\tau_0)^{d_f}]$, где $d_f = 1.6 \dots 2.3$, обусловлены термоактивационным зарождением и развитием большого количества дислокационных скоплений от источников типа Франка–Рида.

Работа выполнена при поддержке Президентского гранта (проект № МК-4627.2006.2) и гранта РФФИ (проект № 04-02-16143).

1. Шибков А.А., Желтов М.А., Скворцов В.В. // Кристаллография. 2005. Т. 50. № 6. С. 1073; 2006. Т. 51. № 1. С. 104.

САМООРГАНИЗУЮЩАЯСЯ КРИТИЧНОСТЬ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ СИГНАЛЕ – ПРЕДВЕСТНИКЕ МАКРОСКОПИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ЛЬДА

Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Казаков А. А.

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

В [1] показано, что диссипативные динамические системы с большим числом степеней свободы могут естественным образом эволюционировать в состояние самоорганизующейся критичности (СОК), характеризуемой монофрактальностью пространственной структуры системы и фликкер-шумовой структурой временных рядов, отражающих ее эволюцию. В настоящей работе выявлено состояние СОК на основе анализа статистических, спектральных и фрактальных свойств сигнала электромагнитной эмиссии (ЭМЭ), генерируемого при множественном докритическом разрушении поликристаллического льда. Обнаружено, что для последних стадий деформирования поликристаллического льда характерно спонтанное образование за время $\sim 3-10$ с фрактальной сетки несоприкасающихся мезотрещин (в основном, по границам зерен), которое сопровождается генерированием фрактальной пачки импульсов ЭМЭ. Такой процесс можно рассматривать как «микроразрушение» ледяного образца не только по внешним признакам, но и по таким же, как при землетрясениях, степенным зависимостям амплитуд событий и пауз между ними.

На основе анализа параметров ЭМЭ установлено, что перед макроскопическим разрушением образца электромагнитный сигнал, представляющий собой последовательность дискретных импульсов, эволюционирует в состояние самоорганизующейся критичности по степенной статистике амплитуд импульсов и пауз между ними, фликкер-шумовой структуре и почти монофрактальному характеру сигнала. «Временной скейлинг» достигает трех порядков величины и ограничен снизу минимальным временем релаксации $t_{min} \sim 0,3$ мс, а сверху – $t_{max} \sim 0,3$ с; «амплитудный скейлинг» сигнала – двух порядков (0,04 мВ – 3 мВ), а пространственный скейлинг – более одного порядка и ограничен снизу минимальным размером зерна ($\sim 0,3$ мм) или его фрагмента, а сверху – максимальным размером зерна (около 5 мм) [2]. Высказано предположение, что сигнал, обладающий такими свойствами, может служить предвестником закритического разрушения деформируемого поликристалла. Подобный результат получен в [3] на основе анализа акустических сигналов при множественном разрушении образцов гранита; в частности, было установлено также, что к моменту макроразрушения акустический сигнал принимает характер фликкер-шума.

Таким образом, фликкер-шумовая структура временных рядов, генерируемых нагруженными средами, может служить признаком приближающегося момента закритического разрушения, т.е. – предвестником «катастрофы». В этом аспекте полученные результаты могут представлять ценность при анализе электромагнитных сигналов-предвестников природных катастрофических явлений, связанных с динамикой больших масс льда и снега, таких как срыв ледников, снежных лавин и т.д.

Работа выполнена при поддержке Президентского гранта (проект № МК-4627.2006.2) и гранта РФФИ (проект № 04-02-16143).

1. Vak P., Tang C., Wiesenfeld K. // Phys. Rev. A. 1988. V. 38. P. 364.
2. Шибков А.А., Желтов М. А., Шуклинов А. В. // Деформация и разрушение материалов. 2006. № 2. С. 41.
3. Гиляров В.Л. // ФТТ. 2005. Т. 5. № 6. С. 808.

КОМПЛЕКС МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В., Денисов Е. К.,
Алпатов Д. М., Золотов А. Е., Михлик Д. В., Лебедкин М. А.*

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

** Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка,*

shibkov@tsu.tmb.ru

Прерывистое пластическое течение металлов обычно исследуется в условиях одноосного растяжения с постоянной скоростью в жестких испытательных машинах типа “Инстрон” (эффект Портевена – Ле Шателье). Однако при испытании в жесткой машине измеряемой величиной является нагрузка, а не деформация образца, и изучение кинетики нестационарной пластической деформации связано с необходимостью анализировать силовой отклик системы машина – образец на потерю устойчивости пластического течения образца. При испытаниях в мягкой деформационной машине задается закон нагружения $s = s(t)$, а измеряемой функцией отклика является собственно деформация образца. В этом случае информация о развитии неустойчивости пластического течения извлекается из прямого измерения нестационарной деформации $e(t)$. Появлению повторяющихся скачков деформации на кривых деформация – напряжение при растяжении с постоянной скоростью возрастания напряжения, т.е. эффекту Савара – Массона [1, 2], посвящено сравнительно небольшое количество работ, в основном, на сплавах Al–Mg и Al–Cu [3, 4].

В настоящей работе представлен оригинальный комплекс *in situ* методов исследования неустойчивой пластической деформации металлов преимущественно на мезо- и макроскопическом уровнях, который основан на одновременном использовании оптических методов изучения динамики поверхности, включая спекловую интерферометрию, методов акустической и электромагнитной эмиссии совместно с традиционным способом регистрации скачков на кривых нагружения. Показано, что данный комплекс, созданный на базе мягкой деформационной машины, в большей степени отвечает задачам экспериментального исследования неустойчивого пластического течения металлов, чем традиционные методы исследования скачков нагрузки в жестких испытательных машинах. Комплекс позволяет выявлять и исследовать тонкую временную структуру скачков, связанную с динамикой деформационных полос, и устанавливать корреляционные связи между скачками деформации на мезо- и макроуровне [5, 6].

Работа выполнена при поддержке Президентского гранта (проект № МК-4627.2006.2) и гранта РФФИ (проекты № 04-02-16143 и № 04-02-17140).

1. Savart F. // *Annales de Chimie et de Physique*. 1837. (second series) V. 65. P. 337.
2. Masson A.P. // *Annales de Chimie et de Physique*. 1841. (third series) V. 3. P. 461.
3. McReinolds A.W. // *Metals transactions*. 1949. № 1. P. 32.
4. Белл Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твердых тел. Ч. 2. М.: Наука. 1984. 432 с.
5. Шибков А.А., Лебедкин М.А., Желтов М.А. // *Заводская лаборатория*. 2005. № 7. Т. 71. С. 20.
6. Шибков А.А., Лебедкин М.А., Желтов М.А. // *Деформация и разрушение материалов*. 2005. № 6. С. 24.

СКАЧКООБРАЗНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Шибков А. А., Желтов М. А., Шуклинов А. В.,
Золотов А. Е., Михлик Д. В., Лебедкин М. А.*

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

** Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка,*

shibkov@tsu.tmb.ru

Настоящая работа касается малоизученного явления прерывистого течения при высокотемпературной деформации сверхпластичных (СП) материалов, которому было посвящено небольшое количество работ [1-3]. В [2, 3] изучали осцилляции нагрузки при растяжении сплавов Al-Li и Al-Mg. Авторы заключили, что скачки нагрузки являются машинным эффектом, связанным с осцилляциями мгновенной скорости таверсы при сравнительно низких нагрузках, свойственных деформированию сверхпластичных материалов. Нестационарные аспекты пластического течения удобнее исследовать при растяжении в мягкой машине, так как в этой экспериментальной ситуации информация о развитии пластической неустойчивости извлекается из прямого измерения нестационарной деформации $\varepsilon(t)$. Растяжение образцов промышленных сплавов АМг5 и АМг6 производили с постоянной скоростью возрастания нагрузки $\dot{F} = const$ в мягкой испытательной машине, аналогичной описанной в работе [4], в температурном интервале 420–570 °С. Экспериментально выявлена скачкообразная составляющая сверхпластической деформации этих сплавов. Скачки имеют вид ступеней на монотонно возрастающей кривой нагружения $\varepsilon(t)$ со средней амплитудой скачков $\approx 0.5\%$ и максимальной – около 1,5%, а типичная форма скачка согласуется с моделью внезапного открепления большого количества дислокаций. Характерная длительность фронта скачка находится в интервале от 40 до 300 ÷ 500 мс, а мгновенная скорость деформации на фронте скачка превышает в ~10–30 раз скорость монотонной составляющей на соответствующем участке кривой нагружения. Показано, что обнаруженные скачки деформации не связаны с шумами машины, а отражают нестационарные скачкообразные процессы пластической деформации в условиях сверхпластичности. Предполагается, что скачки СП обусловлены чередованием процессов зернограничного проскальзывания и скольжения в очень большом количестве зерен, что по-существу, аналогично механизму, согласно которому СП осуществляется системой макросдвигов вдоль полос кооперативного зернограничного проскальзывания [5]. Показано, что образец в состоянии СП можно моделировать нелинейным хаотическим осциллятором, так как под действием линейно возрастающей внешней силы спонтанно возбуждаются хаотические автоколебания с раскачкой до «катастрофы». Выявлена фликкер-шумовая структура спектра мощности нестационарной составляющей СП, что свидетельствует о наличии дальнедействующих временных корреляций скачков СП деформации.

Работа выполнена при поддержке Президентского гранта (проект № МК-4627.2006.2) и гранта РФФИ (проекты № 04-02-16143 и № 04-02-17140).

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

ОСОБЕННОСТИ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ВОДОРОДОМ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СТАЛИ Fe–18Cr–14Ni–Mo (МАСС.%) С НИЗКОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Купрекова Е. И., Климова К. В., Чумляков Ю. И.*, Киреева И. В.,
Чернов И. П.

Томский политехнический университет, Томск,
** Сибирский физико-технический институт, Томск,*
eikuprekova@tpu.ru

На монокристаллах аустенитной нержавеющей стали Fe–18Cr–14Ni–2Mo (масс.%) с низкой энергией дефекта упаковки $\gamma_0 = 0,02 - 0,03$ Дж/м² проведены исследования влияния легирования водородом (5 часов при $j = 10$ мА/см²) на критические скалывающие напряжения $\tau_{кр}$, коэффициент деформационного упрочнения $\Theta = d\sigma/d\varepsilon$ и пластичность ϵ кристаллов в зависимости от температуры испытания $T = 77 \div 373$ К и ориентации оси растяжения образцов.

Экспериментально установлено, что легирование водородом приводит к сильным эффектам твердорастворного упрочнения. При $T = 300$ К при растяжении [012] кристаллов $\tau_{кр}^{H_2}$ возрастают в 1,5 раза по сравнению с состоянием без водорода.

Обнаружена сильная температурная зависимость $\tau_{кр}^{H_2}(T)$. При легировании водородом в [012] кристаллах при растяжении при $T = 77 \div 373$ К наблюдается рост как термически активируемой $\tau_{кр}^S$, так и атермической $\tau_{кр}^G$ компоненты, и при $T = 77$ К $t_{кр}$ возрастают в 2,5 раза по сравнению с кристаллами без водорода. Сильная зависимость $\tau_{кр}^{H_2}(T)$ обусловлена подавлением термически-активированного преодоления неподвижных атомов водорода при $T = 77$ К и облегчением движения дислокаций при $T = 300$ К как за счет термически-активируемого преодоления атомов водорода, так и эффектов экранирования упругих полей напряжений при образовании атмосфер Коттрелла на дислокациях.

Впервые на монокристаллах Fe–18Cr–14Ni–Mo показано, что достижение высокопрочного состояния при легировании водородом приводит к сильной ориентационной зависимости $\tau_{кр}^{H_2}$: [012] кристаллы оказываются «жесткими» и имеют высокие значения $\tau_{кр}^{H_2}$ по сравнению с «мягкими» [011] кристаллами с более низкими значениями $\tau_{кр}^{H_2}$. Различие $\tau_{кр}^{H_2}$ в «жестких» и «мягких» кристаллах закономерным образом возрастает с понижением температуры испытания до $T = 77$ К. Физическая причина ориентационной зависимости $\tau_{кр}$ в кристаллах с водородом связана с ориентационной зависимостью величины расщепления полной $a/2\langle 110 \rangle$ дислокации на частичные дислокации Шокли $a/6\langle 211 \rangle$.

Электронно-микроскопическими и металлографическими исследованиями установлено, что водород при растяжении в [001] кристаллах, во-первых, способствует развитию локализованной деформации скольжением. Во-вторых, при наводороживании происходит подавление множественности сдвига в [001] кристаллах и развитие преимущественно одной системы скольжения. При $T = 300$ К в [001] кристаллах без водорода высокие значения Θ обусловлены множественным скольжением в $\langle 011 \rangle \{111\}$ системах, тогда как наводороживание приводит к значительному падению Θ , за счет уменьшения числа действующих систем скольжения и развития локализации сдвига в одной системе.

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВЕ Ni–Ti

Мулюков Х. Я., Кондратьева И. А., Шарипов И. З., Имашев Р. Н.*, Мусабилов И. И.*

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа,

** Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа,*

mulyuk@anrb.ru

Изучение влияния структурного состояния образца на фазовые превращения в последнее время начинает привлекать внимание исследователей [1,2]. Так, например, в [1] было показано, что в сплаве $Ni_{2,14}Mn_{0,81}Fe_{0,05}Ga$ с нанокристаллической структурой отсутствует не только фазовое превращение I рода, но и переход II рода. Можно полагать, что такое явление присуще не только сплаву указанного состава. Поэтому было интересно выяснить, в каких еще сплавах оно наблюдается. Для проверки этого предположения был выбран сплав Ni–Ti (с 49,8% Ni), в котором также происходит мартенситное превращение при достаточно низких температурах.

Нанокристаллическая (НК) структура была получена путем прокатки выбранного сплава при комнатной температуре. Микроструктура исследуемых образцов изучалась на электронном микроскопе JEM-2000EX. В качестве инструмента исследований фазовых превращений выбрана температурная зависимость термического расширения образца. Дело в том, что параметры решетки низкотемпературной и высокотемпературной фаз данного сплава существенно отличаются, и поэтому при фазовом переходе наблюдается скачкообразное изменение геометрических размеров образца. Температурная зависимость термического расширения изучалась в интервале температур от 125 до 450 К.

Наноструктура состоит из кристаллитов, средний размер которых составляет ~15 нм, и между ними нет четких границ. Электронограмма данной структуры представляет собой размытое кольцо, что свидетельствует как о малости кристаллитов, так и о больших внутренних напряжениях. График температурной зависимости термического расширения, соответствующий НК состоянию, представляет собой прямую в выбранном интервале температур. Отсюда следует, что в исследуемом сплаве с НК структурой отсутствует фазовое превращение.

Отжиг НК образца при 575 К в течение 60 мин приводит к неоднородной структуре. Наряду с кристаллитами с размером ~30 нм имеется достаточно большое количество мелких кристаллитов. На температурной зависимости термического расширения, образуется заметный перегиб, указывающий на появление мартенситного превращения. Перегиб захватывает довольно большой интервал температур, что обусловлено широким спектром размеров кристаллитов.

Отжиг НК образца при 675 К в течение 30 мин приводит к рекристаллизации сплава с образованием зерен, средний размер которых составляет ~70 нм. Внутри зерен различимы пластинки мартенсита, которые вызывают характерные отражения на электронограмме. Перегиб на температурной зависимости термического расширения, обусловленный фазовым превращением, в этом случае происходит в более узком температурном интервале и сопровождается наибольшим изменением длины образца.

Таким образом, в сплаве Ni–Ti размер кристаллитов сильно влияет на происходящее в нем фазовое превращение.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант №06-02-16984.

1. Имашев Р.Н., Мулюков Х.Я., Коледов В.В., Шавров В.Г. ДАН, 2005. – Т. 92, № 3. – С. 333-337
2. Имашев Р.Н., Коледов В.В., Мулюков Х.Я., Шарипов И.З., Шавров В.Г. ФТТ. – 2005, Т. 47, Вып. 10. – С. 1867-1870

ЛОКАЛЬНЫЕ ОБРАТИМЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ МАРТЕНСИТНОГО ТИПА КАК МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Тюменцев А. Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,
Томский государственный университет, Томск, Россия
tyuments@phys.tsu.ru*

Обобщены результаты по экспериментальному и теоретическому обоснованию локальных обратимых (прямых плюс обратных) структурных превращений мартенситного типа как механизмов деформации металлов и сплавов в условиях их фазовой неустойчивости в полях высоких локальных напряжений. Для описания процессов образования частичных и полных дислокаций, полос локализации и двойников деформации предложены атомные модели этих превращений, рассчитаны матрицы (векторы) переориентации и тензоры дисторсии. Показана необходимость учета при анализе этой моды деформации однородной деформации превращения Бейновского типа и нормальных компонент тензора локальных напряжений.

В рамках указанных выше моделей удастся объяснить следующие необычные особенности пластической деформации металлических материалов.

1. Явление локализации деформации с образованием высокой плотности границ $(50-60)^\circ \langle 110 \rangle$ переориентации при больших пластических деформациях и формировании наноструктурных состояний в аустенитных сталях и ванадиевых сплавах.
2. Механическое двойникование в плоскостях с разными $\{112\}$, $\{113\}$, $\{225\}$ индексами в TiNi сплавах.
3. Образование частичных дислокаций и интенсивное механическое двойникование при пластической деформации наноструктурных металлических материалов (Cu, Al) с высокой энергией дефекта упаковки.
4. Новые (не полюсные) механизмы механического двойникования в этих материалах: 1) движением двумерного фронта превращения, не совпадающего с плоскостью двойникования; 2) слиянием дефектов упаковки, зарождающихся на границах или в объеме нанокристаллов.
5. Высокую технологическую пластичность ряда аустенитных сталей, сплавов на основе V и Mo-Re.
6. Особенности ориентационной зависимости и асимметрию механических свойств при растяжении-сжатии монокристаллов TiNi сплавов.

Проведено обсуждение наиболее важных факторов и условий реализации пластической деформации механизмами локальных обратимых структурных превращений: уровня фазовой неустойчивости материала, величины локальных внутренних напряжений и способности их релаксации традиционными механизмами пластического течения. Развита представления о новых высокоэнергетических носителях деформации и переориентации кристалла: микрообъемах неравновесных фазово-структурных состояний с наличием в пространстве междуузлий исходных (стабильных) фаз новых динамических (существующих лишь в процессе деформации в полях высоких локальных напряжений) разрешенных состояний - узлов мартенситных фаз, кооперативным движением атомов через которые осуществляется пластическая деформация и переориентация кристалла.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования РФ и CRDF в рамках программы BRHE (проект № 016-02) и грантов РФФИ №№ 06-02-16312-а и 05-03-98003 р_обь_а.

КИНЕТИКА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ЩЕЛОЧНОГАЛОИДНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ, ОБУСЛОВЛЕННАЯ ЭВОЛЮЦИЕЙ ДИСЛОКАЦИОННЫХ АНСАМБЛЕЙ ПРИ СКАЧКООБРАЗНОМ ИЗМЕНЕНИИ НАПРЯЖЕНИЙ

Мацокин В. П., Пахомова И. Н., Мацокин Д. В.

Харьковский национальный университет им. В.Н.Каразина, Харьков, Украина
matsokin@univer.kharkov.ua

Особенности поведения дислокационных ансамблей под действием внешних напряжений проявляются при их скачкообразном изменении. При резком увеличении уровня внешних напряжений активизируются новые источники дислокаций, а при сбросе части нагрузки в монокристаллах происходят релаксационные процессы в дислокационной подсистеме, что проявляется в характере кинетических кривых.

Результаты экспериментальных исследований кинетики ползучести монокристаллов NaCl и KCl, подвергнутых одноосному сжатию в двух направлениях ($\langle 100 \rangle$ – кристаллы I и $\langle 111 \rangle$ – кристаллы II), и эволюции их дислокационной структуры в условиях периодического изменения величины внешних напряжений представлены в докладе.

Деформация монокристаллов проводилась при напряжениях σ , достаточных для образования новых дислокаций, при температурах, когда дислокации имеют возможность диффузионно переползать. Установлено, что скорость ползучести нелинейно меняется с увеличением уровня внешних напряжений. Определена эффективная энергия активации процесса деформации.

Методом резкого уменьшения величины внешних напряжений в процессе ползучести были определены средние внутренние обратные напряжения σ_i , возникающие в кристаллах при зарождении и движении дислокаций, и их зависимость от температуры, уровня внешних напряжений и ориентации кристаллов. Зависимости $\sigma_i(\sigma)$ практически линейны для кристаллов обеих ориентаций и свидетельствуют о том, что уровень внутренних напряжений для монокристаллов I больше, чем для кристаллов II. Изучение зависимости $\sigma_i(T)$ показало, что с увеличением температуры величина σ_i уменьшается для кристаллов обеих ориентаций при одинаковой внешней нагрузке. Установлено, что отношение скоростей $\beta = \dot{\epsilon}_{100} / \dot{\epsilon}_{111}$ зависит от температуры и величины внешних напряжений.

Ползучесть монокристаллов сопровождается ростом плотности дислокаций с одновременно протекающим процессом полигонизации, который в кристаллах II протекает существенно медленнее, чем в кристаллах I. Формирующаяся при этом дислокационная структура кристаллов II характеризуется большим количеством незавершенных криволинейных границ. Сопоставление кинетических кривых ползучести с характером дислокационной структуры позволяет сделать вывод о том, что при повышении температуры релаксация внутренних напряжений активно происходит благодаря поперечно-му скольжению винтовых дислокаций, т.е. включается в деформацию система скольжения $\langle 110 \rangle \{100\}$.

ВЛИЯНИЕ ИОННО- И ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ НА ЭФФЕКТЫ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И ПАМЯТИ ФОРМЫ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Мейснер Л. Л., Литовченко Н. А., Сивоха В. П., Нейман А. А.,
Мейснер С. Н., Чжан Дянь*.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,
llm@ispms.tsc.ru.*

** Томский политехнический университет, Томск.*

В работе исследовано влияние ионной и электроннолучевой модификаций поверхностных слоев никелида титана на эффекты сверхэластичности (СЭ), памяти формы (ЭПФ) и величину реактивных напряжений, развиваемых предварительно деформированными образцами с модифицированными поверхностными слоями при разгрузке в условиях повышения температуры.

Исследования проведены на образцах сплава $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$, испытывающего мартенситное превращение (МП) $B2 \leftrightarrow B19'$ с температурами МП: $M_n = 283$ К, $M_k = 261$ К, $A_n = 299$ К, $A_k = 322$ К (M_n , M_k , A_n , A_k – температуры начала и конца прямого и обратного МП, соответственно).

При ионной модификации ионы кремния, титана, циркония и палладия имплантировались при ускоряющем напряжении 60 кВ с частотой следования импульсов 50 Гц. Дозы облучения варьировали. Температура образцов в процессе ионной имплантации не превышала 373–424 К. При облучении низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП) параметры пучка варьировали в интервалах: средняя энергия электронов 15–20 кэВ, плотность энергии за импульс 5–8 Дж/см², длительность импульса 1,5–3,5 мкс, число импульсов в серии 10–100, частота повторения импульсов 0,1 Гц.

Обнаружено, что оба вида модификации поверхности никелида титана сопровождаются изменением температурных интервалов неупругого накопления деформации и формовосстановления, более значительным после обработки электронами, чем ионными пучками. Деформационные параметры СЭ и ЭПФ после ионных обработок не только не снижаются, а даже повышаются в интервалах невысоких нагрузений (менее 200–300 МПа). Модификация образцов TiNi методом НСЭП, упрочняет поверхностные слои, подавляет МП в прилежащих к ним объемах материала, а также препятствует развитию пластической деформации даже при увеличении внешнего механического напряжения выше 400–500 МПа.

Установлено, что в интервале температур 273–373 К все ионно–модифицированные образцы развивают большие усилия, чем немодифицированные, хотя их величина различна для разных типов ионов внедрения. При имплантации металлических ионов разница составляет ~100–200 МПа, тогда как при имплантации ионов кремния величины реактивных напряжений в 1,5–2 раза превышают значения для немодифицированных образцов.

Обсуждаются механизмы влияния полей внутренних напряжений, локализованных в приповерхностных слоях модифицированного материала и индуцированных ионными и электронно–лучевыми воздействиями, на деформационные и силовые параметры неупругости никелида титана.

AGEING OF BERYLLIUM BRONZE BrB-2 IN THE PULSE MAGNETIC FIELD

Osinskaya J. V., Pokoev A. V.

The Samara State University, Samara,
ojv@ssu.samara.ru, pokoev@ssu.samara.ru

It has been experimentally determined, that beryllium bronze, being a typical diamagnetic, notably reacts to the enclosed constant magnetic field during artificial ageing and changes the microhardness and other physical and mechanical properties [1, 2], i.e. shows magneto-plastic effect (MPE) [3]. The further experimental studying displays MPE in other conditions is of interest for the purpose of MPE nature determination, in particular, at imposing pulse magnetic field (IMP) on process of artificial ageing.

On the basis of the facts from literature [4] and previous researches of ageing process in a constant magnetic field [1] the following regimes of ageing have been chosen: temperature of ageing - 300 °C, time aging 0 - 120 min, in IMP intensity 7,0 kOe and frequency IMP from 0-7 Hz.

The analysis of the acquired experimental data and available theoretical data on ageing beryllium bronze BrB-2 allows to make up the following conclusions:

1. The effect of influence IMP on structural - sensitive physical and mechanical properties of beryllium bronze exists and can be found out by independent methods.

2. The data of the X-ray analysis, testifies that curves of frequency and time dependences of parameters of thin structure, concentration of beryllium in the residual matrix correlate with corresponding dependences of microhardness.

3. Results of research show, that IMP negatively influences on hardness properties of the beryllium bronze alloy, though plastic properties of the alloy are improved. The explanation of the alloy behavior in such conditions of ageing demands the further experimental researches and the theoretical analysis.

1. Osinskaja J.V., Pokoev A.V. // Fizika i Himiya Obrabotki Materialov, 2003. No 3. P. 18.
2. Osinskaja J.V., Pokoev A.V. // Materioloovedenie, 2005. – No 11. - P. 2.
3. Golovin Yu. I. // Fizika tverdogo tela. – 2004. – Vol. 46. – №. 5. – P. 769.
4. Tofpenec R.L. Razuprochnjauschie processi v stareuschih splavah. Minsk, «Nauka i tehnika», 1979. - P. 184.

МЕХАНИЗМЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДВИЖУЩИХСЯ ДОМЕННЫХ ГРАНИЦ С ДИСЛОКАЦИЯМИ И ПРИМЕСНЫМИ АТОМАМИ ПРИ ДИФФУЗИИ В ПЕРЕМЕННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Вержаковская М. А., Покоев А. В.

Самарский государственный университет, Самара
mverjakovskaya@mail.ru, pokoev@ssu.samara.ru

Диффузия является источником информации о тех дефектах, с помощью которых она осуществляется, либо о тех дефектах, где она локализуется [1]. Ее изучение дает знание о величине связи атомов в кристаллической решетке и их подвижности, о количестве точечных дефектов, их движении, взаимодействии и т.д.

С целью получения информации о механизмах взаимодействия структурных и магнитных дефектов в данной работе выполнено экспериментальное исследование влияния переменного магнитного поля (МП) на диффузию Al в Fe в переменном МП выполнялся на образцах поликристаллического Fe следующего состава (вес. %): С–0.002, Si–0.13, Mn–0.25, S–0.02, P–0.01, Cu–0.16, Fe–остальное. Коэффициент диффузии (КД) измерялся рентгеновским методом [2]. Точность измерений концентрации Al в поверхностных слоях образцов составляла 2–4%, а КД Al в Fe – 5–11%, что не уступает уровню точности, свойственному рентгеновским методам измерения КД.

Полевая зависимость КД Al в Fe измерена при температуре 730 °С и постоянной составляющей МП в интервале от 39,8 до 398,0 кА/м; амплитуда переменного сигнала при этом увеличивалась от 23,9 до 222,8 кА/м с возрастанием постоянной составляющей переменного МП; время диффузии – 4–7 ч.

Зависимость относительного КД от величины постоянной составляющей напряженности МП имеет монотонно возрастающий квадратичный по полю характер.

Объяснить в полной мере наблюдаемый эффект пока не удастся. Можно предположить, что на измеряемый КД влияет взаимодействие доменных границ (ДГ) с дислокациями и примесными атомами. При наложении МП происходит перемагничивание образца, которое сопровождается изменением периода доменной структуры и вызываемое им перемещение ДГ. Следуя [3, 4], можно предположить, что ДГ, движущиеся при намагничивании, могут активно взаимодействовать с дислокациями, что приводит к более эффективному массопереносу. Увлечение дислокации перемещающейся ДГ может быть также обусловлено взаимодействием поля с магнитным моментом дислокации.

1. Клоцман С.М. // УФН.- 1990. Т. 160. В.1. С. 99-139.
2. Фогельсон Р.Л., Угай Я.А. и др. // Физика твердого тела, 1971. Т.13. В.4. С. 1028.
3. Бойко Ю.И., Клиничук Ю.И., Куц В.М. и др. // Порошковая металлургия. 1989. № 12. С. 14-18.
4. Чеботкевич Л.А., Урусовская А.А., Ветер В.В. и др. // Физика твердого тела. 1967. Том 9. №4. С. 1093-1097.

МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЭВОЛЮЦИИ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ И ДИСКРЕТНОСТЬ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ С ЭПФ

Вьюненко Ю. Н., Журбенко П. Н.*

*С.-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург,
Технологический университет растительных полимеров, Санкт-Петербург,

В численном эксперименте изучали изменение поля температур в пластине при нагреве с поверхностей. Скорость нагрева предполагали постоянной. Поле температур определяли уравнением теплопроводности:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(a \frac{\partial T}{\partial x} \right),$$

где $a = \frac{\lambda}{c\rho}$, λ – теплопроводность, ρ – плотность, c – теплоемкость материала. Полагали, что $c = c_0$ при $T < A_s$ и $T > A_f$ (соответственно, температуры начала и конца обратного мартенситного превращения), а в интервале превращения

$$c = c_0 + c_1 \frac{(T - A_s)(A_f - T)}{(A_f - A_s)^2}.$$

При этом

$$\int_{A_s}^{A_f} c_1 \frac{(T - A_s)(A_f - T)}{(A_f - A_s)^2} dT = Q,$$

где Q – теплота превращения.

Развитие превращения начинается с поверхности и продвигается к середине пластины. При этом зафиксировано расширение зоны гетерофазного состояния материала. В приповерхностном слое перестройка кристаллической решетки развивается дискретно во времени, но одновременно во всей гетерофазной области. Поглощение тепловой энергии на трансформацию кристаллической структуры приводит к локальному охлаждению материала, что на некоторое время останавливает фазовое превращение. Этот временной интервал необходим для компенсации потерь тепла гетерофазной зоной на теплопередаче в область низкотемпературного состояния материала. По мере расширения двухфазной зоны мартенситный переход идет поочередно на разных ее участках. Возможно изменение фазового состава одновременно в нескольких слоях, разделенных зонами стабильного соотношения мартенситного и аустенитного состояния материала.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ КИНЕТИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПРЕГРАДАХ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Горельский В. А., Хорев И. Е., Рогова А. А.

*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники,
Томск*

Исследования повреждения пластин с помощью быстролетящего тела показали, что с изменением условий их взаимодействия картина разрушения существенно меняется. Результаты экспериментов свидетельствуют, что при взаимодействии цилиндрических тел с пластинами, толщина которых не превышает одного – двух диаметров ударника, пластина разрушается в результате выпрессовки из нее диска [1]. Численное описание перфорации пластин выполняли методом конечных элементов [2]. Материал взаимодействующих тел моделируется сжимаемой упругопластической средой, поведение которой при динамических нагрузках характеризуется модулем сдвига, динамическим пределом текучести, вязкостью и константами кинетической модели разрушения, описывающей развитие микрповреждений и константами фазовых превращений. В момент времени 4 мкс наблюдается три очага разрушения: два вблизи лицевой поверхности и один – вблизи тыльной. Разрушение вблизи лицевой поверхности, локализованное на оси симметрии, обусловлено взаимодействием волн разгрузки, исходящих с боковых поверхностей ударника. Однако при внедрении цилиндра этот очаг откольного разрушения подавляется уже к 15-й мкс. Второй очаг откольного разрушения на лицевой поверхности удален от оси симметрии на расстояние 1,5 радиуса ударника и достигает максимального развития к 8-й мкс. К этому времени радиус зоны разрушения вблизи тыльной поверхности составляет 1,3 радиуса ударника и начинает формироваться четвертый очаг откольного разрушения в центре пластины. К 24 мкс картина разрушения пластины принципиально отличается от наблюдавшейся в течение первых 10 мкс.

Таким образом, результаты выполненных исследований свидетельствуют о существенном вкладе откольного разрушения в процесс перфорации пластин. Установлено, что формирование отделяемого диска в верхней и нижней половинах пластины происходит по различным механизмам.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (код проекта 03-01-00386)

1. Хорев И.Е., Горельский В.А. Численное моделирование откольных разрушений при осесимметричном взаимодействии твердых тел // Детонация: Материалы II Всесоюз. совещ. по детонации.-Черноголовка, 1981.-с. 149-152
2. Горельский В.А., Хорев И.Е., Югов Н.Т. Динамика трехмерного процесса несимметричного взаимодействия деформируемых тел с жесткой стенкой // Прикл. механика и техн. физика.-1985.-№4.-с.111-118.

МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Сивцова П. А., Сивцов И. А.*, Шепелевич В. Г.

Белорусский государственный университет, Минск, Беларусь

** Институт физики им. Степанова НАНБ, Минск, Беларусь*

siutsova@mail.ru

При получении фольг алюминия с суммарным содержанием переходных металлов до 2 ат. % методом центробежной закалки на поверхности полированного медного барабана было найдено, что морфология свободной поверхности фольги получается ячеистой с выпуклыми ячейками. Форма и размеры ячеек оказываются практически не зависими от состава сплавов: пяти- или шестиугольники размером от 1 до 3 мкм (рис.). Такое единообразие явно свидетельствует об общем механизме образования подобной структуры.

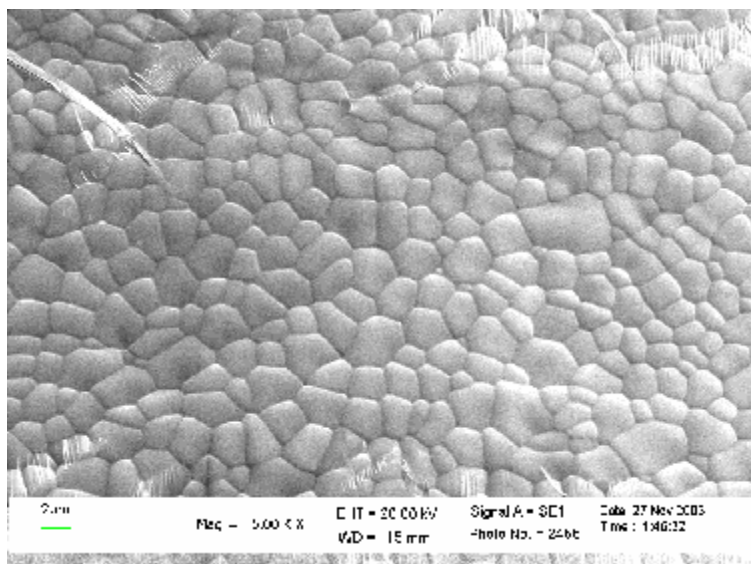


Рис. Вид свободной поверхности быстрозатвердевшей фольги сплава Al – 0,2 ат.% Cr – 0,1 ат. % Fe.

Классическая теория морфологической устойчивости фронта затвердевания [1] рассматривает в качестве сил, дестабилизирующих плоскую форму фронта, концентрационные флуктуации, как стабилизирующую силу — поверхностное натяжение, и как силу, чей вклад может оказывать двойное влияние — температурный градиент в жидкой фазе. В то же время, известно, что вклад процессов конвекции в структуру слитков

металлов и сплавов не является пренебрежимо малым [2].

Предположение о формировании ячеистой структуры поверхности быстрозатвердевших материалов вследствие развитой конвекции было высказано в работах

А. П. Ласковнева [3], но, к сожалению, не было подтверждено даже качественными оценками. Развивая количественно эту идею, мы произвели оценки возможности возникновения конвекции в расплаве при его охлаждении на поверхности барабана, а также определили причины её возникновения.

Основными видами конвекции, несмотря на возрастание эффективной силы тяжести в процессе центробежной закалки в 10^2 – 10^3 раз, оказываются конвекция Марангони (термокапиллярная) и капиллярно-концентрационная конвекция. Их совместное действие приводит к формированию сети ячеек Бернара, размеры которых определяются на финальной стадии затвердевания фольги.

Следует отметить, что при таком способе получения фольг появляется возможность наблюдать последствия капиллярно-конвекционных явлений в обычных условиях, без привлечения дорогостоящих установок микрогравитации [4].

1. Mullins W. W., Sekerka R. F. // J. Appl. Phys. 34 (1963) 323–329.
2. Hainke M. H. E. *Computation of Convection and Alloy Solidification with the Software Package CrysVUn*. D. diss., Erlangen-Nürnberg University. Erlangen, 2004.
3. Ласковнев А. П. *Композиционные материалы на основе порошковых сплавов алюминия*. Гомель: ИММС НАНБ, 2002. 144 с.
4. *Конвективные процессы в невесомости*. / В. И. Полежаев, М. С. Белло, Н. А. Везеуб и др. - М.: Наука, 1991.- 240 с.

МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ ТПУ ФАЗЫ В АМОРФИЗИРУЮЩИХСЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА С МЕТАЛЛОИДАМИ

Лясоцкий И. В., Дьяконова Н. Б., Дьяконов Д. Л., Власова Е. Н.

ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва,
En-dyakonova@yandex.ru

В большинстве трех- и многокомпонентных аморфизирующихся сплавов на основе Fe (70–80 ат.%) с металлоидами и добавками переходных металлов на ранних стадиях кристаллизации образуются тетраэдрические плотноупакованные (ТПУ) фазы. Сюда относятся многие практически важные сплавы: магнитомягкие аморфные Fe–B–Si (P), нанокompозитные Fe–Si–B–Nb, коррозионностойкие Fe(TM)–P–C, Fe–Cr(V)–B. ТПУ фазы, как правило, являются аналогами интерметаллидов – σ -фазы, структуры α -Mn и родственных им структур. ТПУ фазы обычно обеднены основными аморфизаторами (B, P) по сравнению с исходным составом. Для различных групп сплавов обнаружены следующие структурные состояния, в формировании которых участвуют ТПУ фазы:

1. Наномасштабные структуры на основе ТПУ фаз с объемной долей более 50% и размером частиц от 10 до 70 нм. Они образуются, в частности, при обычных изохронных нагревах при температурах первого экзотермического пика в сплавах с последующей эвтектической кристаллизацией. Размер частиц уменьшается с увеличением скорости нагрева и при уменьшении энергии активации процесса, которая зависит от состава.
2. Особое предкристаллизационное состояние, проявляющееся в существенном сужении и/или асимметрии аморфных гало на дифрактограммах. Это состояние метастабильно, его образованию соответствует отдельный размытый экзотермический пик. При быстрых нагревах и коротких выдержках наблюдается последовательная трансформация этого состояния с переходом в наномасштабную структуру на основе аperiодической фазы, родственной структуре типа α -Mn.

3. В сплавах, где имеет место первичная кристаллизация с дендрито-образными выделениями α -Fe, ТПУ фазы образуются в относительно малых количествах. Наномасштабные структуры могут быть получены при сложных ступенчатых обработках.

Приводятся примеры образования ТПУ фаз и родственных им структур: в сплавах без добавок переходных металлов (Fe–B–Si, Fe–P–C); при очень быстром лазерном нагреве в сплавах, где при обычных нагревах они не образуются. Отметим, что в двойных сплавах Fe–P, Fe–B, а также в сплавах на основе кобальта ТПУ фазы не обнаружены ни при каких обработках.

Обсуждаются следующие вопросы:

- Локальная атомная структура аморфных многокомпонентных сплавов на основе железа с металлоидами.

- Хрупкость аморфных сплавов после отжига, а также, в ряде случаев, в исходном состоянии.

- Зернограничное сегрегационное охрупчивание в сталях с использованием исследованных сплавов с фосфором в качестве модельных. Здесь нельзя не вспомнить высказывание академика Г.В.Курдюмова о решающей роли многокомпонентного взаимодействия железа, фосфора, углерода и легирующих элементов для этого явления.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 05-02-17539.

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni–Fe–Ga

Панченко Е. Ю., Чумляков Ю. И., Твердохлебова А. В., Тимофеева Е. Е.

*Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецов, Томск,
panchenko@spti.tsu.ru*

В настоящей работе на ферромагнитных монокристаллах $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ (ат. %), ориентированных вдоль [001], [011], [334] направлений, при деформации растяжением проведено исследование влияния ориентации на характеристики термоупругих мартенситных превращений (МП) под нагрузкой и функциональные свойства кристаллов – эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ).

Как показали электронно-микроскопические исследования и изучение температурной зависимости электросопротивления, монокристаллы $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ в исходном состоянии после роста, без термических обработок, испытывают при охлаждении/нагреве одностадийное L_{21} – L_{10} МП с малым температурным гистерезисом $\Delta T = 15$ К. Температуры начала и конца прямого и обратного МП составляют $M_s = 266$ К, $M_f = 262$ К, $A_s = 277$ К, $A_f = 281$ К. Монокристаллы, независимо от ориентации, характеризуются низкими значениями $\sigma_{кр}(M_s) = (4 \pm 1)$ МПа. В кристаллах всех исследованных ориентаций СЭ наблюдается при $T \geq A_f$ и характеризуется при $A_f < T < A_f + 50$ К узким механическим гистерезисом $\Delta \sigma = 12 \div 15$ МПа.

Экспериментально в монокристаллах $\text{Ni}_{54}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}$ обнаружена сильная ориентационная зависимость критических напряжений образования мартенсита под нагрузкой при $T > M_s$, величины ЭПФ, СЭ, температурного интервала СЭ. Ориентационная зави-

симосьт ЭПФ, обусловленная зависимостью деформации решетки при L_{21} – L_{10} МП от ориентации, определяет ориентационную зависимость критических напряжений образования мартенсита под нагрузкой в соответствии с уравнением Клапейрона–Клаузиуса $d\sigma_{кр}/dT \sim 1/\epsilon_0$, где ϵ_0 – деформация превращения. Установлено, что [001]-монокристаллы характеризуются наибольшей величиной ЭПФ, СЭ $\epsilon_{ЭПФ} = \epsilon_{СЭ} = (8,4 \pm 0,5)\%$ и минимальными значениями $d\sigma_{кр}/dT = 1,8$ МПа/К при развитии МП под нагрузкой. В [011] ориентации величина ЭПФ и СЭ меньше $\epsilon_{ЭПФ} = (5,0 \pm 0,5)\%$, $\epsilon_{СЭ} = (2,4 \pm 0,5)\%$, а значения $d\sigma_{кр}/dT = 4,0$ МПа/К – больше. Наконец, минимальные значения ЭПФ $\epsilon_{ЭПФ} = (1,5 \pm 0,5)\%$ и максимальные значения $d\sigma_{кр}/dT = 5,4$ МПа/К наблюдаются в ориентации [334]. В [001]-монокристаллах $Ni_{54}Fe_{19}Ga_{27}$ впервые обнаружена высокотемпературная СЭ вплоть до $T = 700$ К, температурный интервал СЭ составляет $\Delta T_{СЭ} = 400$ К. Тогда как в [011]-, [334]-монокристаллах интервал проявления СЭ намного меньше $\Delta T_{СЭ} = 70 \div 100$ К, что связано с узким температурным интервалом развития МП под нагрузкой. В этих ориентациях, с высокими значениями $d\sigma_{кр}/dT = 4,0 \div 5,4$ МПа, напряжения пластического течения высокотемпературной фазы достигаются уже при $T = 420$ К.

Таким образом, показано, что ферромагнитные монокристаллы Ni–Fe–Ga представляют собой важный класс функциональных материалов с низкими значениями сил трения ($\sigma_{кр}(M_s) = 3 \div 4$ МПа) при движении межфазных и двойниковых границ в кристаллах мартенсита, узким температурным ($\Delta T = 15$ К) и механическим гистерезисом ($\Delta\sigma = 12 \div 15$ МПа), в которых за счет изменения ориентации можно управлять уровнем критических напряжений возникновения мартенсита под нагрузкой, величиной ЭПФ, СЭ и температурным интервалом СЭ.

Работа выполнена при финансовой поддержке Гранта CRDF, RUE1-2690-TO-05, Гранта РФФИ – 05-08-17915 и Гранта Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНУО «Интелс».

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА КИНЕТИКУ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В Cu–Be Сплавах

Рунов В. В., Покоев А. В. *, Рунова М. К.

*Петербургский институт ядерной физики РАН, Гатчина,
* Самарский государственный университет, Самара.*

Представлены результаты экспериментов по малоугловому рассеянию поляризованных нейтронов на бериллиевой бронзе при отжиге из закаленного состояния. Задача инициирована работами сотрудников Самарского государственного университета, в которых было установлено, что микротвердость бериллиевой бронзы марки БрБ-2 возрастает до 30% при отжиге из закаленного состояния в диапазоне температур $100 < T < 400$ С в магнитном поле до 1 Т. Объяснений этого эффекта пока нет.

Нейтронные эксперименты показали, что в процессе отжига в диапазоне температур $100 < T < 400$ °С в системе идет выделение фазы с характерными размерами порядка сотни ангстрем, причем фазовыделение при $T > 300$ °С носит характер фазового перехода. Обнаружено влияние магнитного поля на кинетику фазообразования.

КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЯ РАННИХ СТАДИЙ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО α -ТВЕРДОГО РАСТВОРА В МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ СТАЛЯХ

Березовская В. В.

ГОУ ВПО УГТУ–УПИ, Екатеринбург,
bvv@mf.ustu.ru

Известно, что распад пересыщенного α -твердого раствора в мартенситностареющих сталях (МСС) носит многостадийный характер. На первой стадии старения происходит образование субмикрообластей (кластеров, зон), обогащенных атомами легирующих элементов. Предполагается, что эти атомы расположены упорядоченно. На второй стадии старения происходит образование интерметаллидных фаз. Однако остается не вполне ясным вопрос механизма этих процессов, в то время как опыт использования мартенситностареющих сталей (МСС) показывает, что они склонны к охрупчиванию в недостаренном состоянии. Таким образом, проведенное в работе исследование представляет не только научный, но практический интерес.

Установлено, что тепловая выдержка промышленных Ni–Co–Ti- и Ni–Cr–Cu–Ti-МСС при температуре 350–450°C в течение 3 часов вызывает хрупкое замедленное разрушение с максимальной скоростью роста трещины. Кинетика данной стадии старения описывается уравнением Джонсона–Мела с показателем временной экспоненты $n = 0,12–0,17$, меньшим по сравнению со стадией, обусловленной дрейфом растворенных атомов в поле упругих напряжений дислокаций при $n = 0,3$.

Электронно-микроскопические исследования фольг стали после закалки и 3 ч старения при 400°C выявили нестабильность ОЦК решетки мартенсита, проявляющуюся на электронограммах сильным диффузным рассеянием по направлению $\langle 321 \rangle$ обратной решетки, а также, помимо отражений от решетки мартенсита, слабые рефлексы упорядоченной фазы, имеющей, согласно литературным данным, состав близкий Fe₃Ni и сложную кубическую решетку, состоящую из 32 атомов с периодом решетки 0,715 нм. По результатам эксперимента в Ni–Co–Ti- и Ni–Cr–Cu–Ti-МСС период кристаллической решетки упорядоченной фазы после указанного режима термической обработки составил 0,727 нм. Помимо рефлексов упорядоченной и α -фазы, в Ni–Cr–Cu–Ti-МСС наблюдались рефлексы тетрагональной фазы с периодами решетки $a = 0,727$ нм и $c = 0,564$ нм, один из которых соответствовал удвоенному периоду решетки ОЦК-фазы, а другой – периоду решетки упорядоченной фазы Fe₃Ni. Полученные результаты свидетельствовали о кристаллографической связи решеток мартенсита и выделяющихся промежуточных фаз.

На основании расчета и стереографического анализа микродифракционных картин и геометрии решеток матричной и образующейся фаз предложена модель, согласно которой, на ранних стадиях распада происходит упорядочение атомов железа и никеля в решетке α -твердого раствора с образованием сверхструктуры типа DO₃, обогащенной никелем, и выделение на ее основе промежуточной метастабильной фазы типа (Fe,Ni)₃(Ni,Ti). Последующие стадии старения приводят к перестройке ее кристаллической решетки в решетку стабильной фазы типа Ni₃Ti, имеющей упорядоченную структуру DO₂₄. Ориентационная связь выделяющихся фаз с матричным α -твердым раствором имеет вид:

$$\{110\}_{\text{ОЦК}} \parallel \{010\}_{\text{тетраг.}} \parallel \{111\}_{\text{DO}_3} \parallel (001)_{\text{DO}_{24}}.$$

На основании полученных результатов построена кристаллогеометрическая модель ранних стадий распада пересыщенного α -твердого раствора, ответственных за хрупкое замедленное разрушение МСС.

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ БЕЗУГЛЕРОДИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ СТАЛИ 03X13N8K5M2Ю_{0,8}T

Мальцева Л. А., Озерец Н. Н., Грачев С. В., Мальцева Т. В., Завьялова О. Я.

ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет – УПИ»,
Екатеринбург, ozerets@mail.ru

В данной работе была поставлена задача изучения фазовых превращений, структурных изменений и физико-механических свойств безуглеродистой аустенитной стали 03X13N8K5M2Ю_{0,8}T. При этом рассматривалась как оценка степени стабильности аустенита по отношению к термическим и силовым воздействиям, так и кинетические особенности распада пересыщенных твердых растворов при различных температурно-временных воздействиях.

Изучено влияние температуры нагрева под закалку в интервале температур 800–1200 °С и показано, что структура данной стали при закалке от указанных температур практически состоит из 100% аустенита, и только при нагреве до 1200 °С в ней наблюдается появление незначительного количества δ -феррита. Аустенит является термически стабильным вплоть до –193 °С. По данным рентгеноструктурного и электронно-микроструктурного анализа в структуре закаленной стали присутствуют незначительное количество χ -фазы и δ -феррита и дисперсные выделения округлой формы, возможно, интерметаллидной фазы типа NiAl.

На кривых деформационно-термического анализа закаленной стали наблюдаются пики, связанные с выделением тепла при нагреве в интервале температур 400–900 °С, свидетельствующие о протекании процессов растворения избыточных фаз при нагреве, что приводит к снижению микротвердости аустенита при нагреве под закалку от 320 HV до 160 HV при 800 и 1200 °С, соответственно.

Холодная пластическая деформация (при высоких степенях обжатия) приводит к значительному $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению, сопровождающемуся существенным упрочнением стали и образованием практически 100% мартенсита деформации. При этом механические свойства стали изменяются следующим образом: от 220 HV, $\sigma_b = 550$ МПа, $\psi = 80$ %, $\delta = 9$ % в закаленном от 1000 °С в воду состоянии до 300 HV, $\sigma_b = 1500$ МПа, $\psi = 70$ %, $\delta = 4$ % в состоянии закалка + деформация 80 %.

Закалочное старение безуглеродистой аустенитной стали 03X13N8K5M2Ю_{0,8}T приводит к незначительному повышению, как твердости, так и микротвердости твердого раствора, в то время как деформационное старение при 480 – 500 °С в течение 30 минут – 1 часа приводит к значительному упрочнению, т.е. получению максимальной прочности.

Задача исследования состояла в установлении природы упрочнения безуглеродистой аустенитной стали после деформации со степенью обжатия 80 % и старения, как на максимуме прочности (температура старения 500 °С, 1 час), так и в перестаренном состоянии (температура старения 650 °С, 2 часа).

Методами рентгено- и электронно-структурного исследования установлено, что упрочнение в интервале температур 450 – 500 °С связано, по-видимому, с образованием высокодисперсных частиц сферической формы фазы NiAl. Сферические выделения алюминида типа NiAl имеют в перестаренном состоянии размер ~30 нм, они равномерно распределены в матрице и имеют с ней изоморфную кристаллическую решетку.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ - Урал № 04-03-96133.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БЕЗУГЛЕРОДИСТЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЯХ

Мальцева Л. А.

ГОУ ВПО «Уральский государственный технический университет – УПИ»,
Екатеринбург, mvd@mtf.ustu.ru

В рамках данной работы были исследованы стали на Fe–Cr–Ni основе с дополнительным легированием кобальтом, молибденом и титаном при переменном содержании алюминия. Как было показано в ранних исследованиях, в зависимости от содержания алюминия изменялся класс сталей: аустенитный – при 0,6–1,0% алюминия и аустенитно-ферритный – при 2,0–3,5% алюминия. Исследуемые стали 03X13H10K5M2Ю_{0,8}T и 03X13H10K5M2Ю2T относятся к сталям, основное упрочнение которых достигается при сочетании закалки (на пересыщенный твердый раствор), холодной пластической деформации и последующего старения (при 480–500 °С), при этом достигается следующий уровень механических свойств на проволоке диаметром 0,8 мм: 03X13H10K5M2Ю_{0,8}T – $\sigma_b = 2910$ МПа, $\psi = 52\%$, $\delta = 3\%$, число гибов – 5; 03X13H10K5M2Ю2T – $\sigma_b = 2510$ МПа, $\psi = 46\%$, $\delta = 1,5\%$.

После закалки (смягчающей термической обработки) сталь 03X13H10K5M2Ю_{0,8}T имела структуру, состоящую практически из 100% аустенита, а сталь 03X13H10K5M2Ю2T – из аустенита и феррита в соотношении 50:50. Никаких заметных выделений в микроструктурах, кроме указанных фаз не наблюдалось. Необходимо отметить необычайно высокую твердость (микротвердость) δ -феррита аустенитно-ферритной стали. По результатам электронно-микроскопического исследования высокая твердость δ -феррита связана с выделениями β -фазы (NiAl), образующейся непосредственно при кристаллизации. Кроме того, обнаружены сверхструктурные рефлексы, которые свидетельствуют о наличии в структуре упорядочения. Аустенит же обеих сталей обладает низкой твердостью (210–240 HV) и высокой технологичностью, что позволяет проводить деформацию исследуемых сталей с большими суммарными степенями обжата. Пластическая деформация волочением алюминийсодержащих сталей приводит к значительному упрочнению, как за счет наклепа, так и за счет фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Количество ОЦК фаз обеих сталей при деформации приближается к 100 %. Закалочное старение не приводит к существенному упрочнению исследуемых сталей, и, как показали электронно-микроскопические исследования, аустенит данной стали имеет высокую плотность дислокаций, в котором нет (или мало) интерметаллидных фаз. Старение исследуемых сталей после холодной пластической деформации с большими степенями обжата приводит к существенному повышению механических свойств, что связано по данным рентгено- и электронно-микроструктурного анализа с выделением из ОЦК фазы дисперсных частиц алюминидов NiAl, равномерно распределенных в ОЦК-матрице.

Обе стали обладают рядом особенностей:

- 1) наличие деформационно-метастабильного аустенита, который при холодной пластической деформации испытывает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с образованием мартенсита деформации;
- 2) фазой, ответственной за основное упрочнение в обеих исследуемых сталях, является интерметаллидная фаза типа NiAl, выделяющаяся из ОЦК фазы (δ -феррита или мартенсита деформации), которая когерентно связана с матричным раствором.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ - Урал № 04-03-96133.

НЕРАВНОВЕСНАЯ ТЕРМОДИНАМИКА МНОГОУРОВНЕГО РАЗРУШЕНИЯ КВАЗИХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Метлов Л. С.^{1,2)}, Анциферов А. В.²⁾

¹⁾Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина, Донецк,
metlov@mail.donbass.com

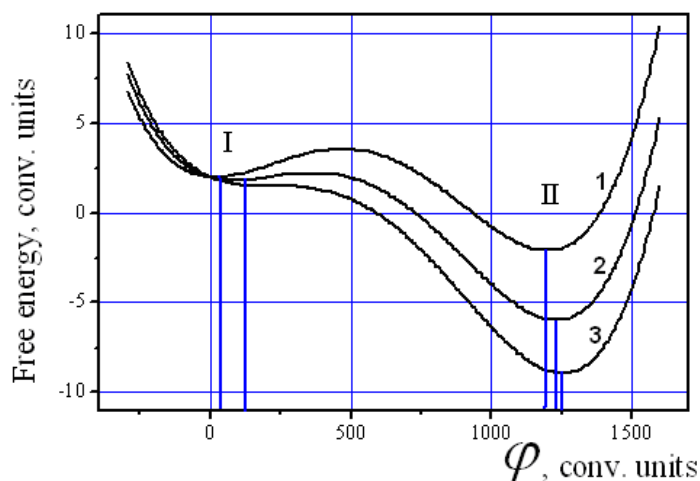
²⁾Украинский государственный научно-исследовательский и проектно-конструкторский институт горной геологии, геомеханики и маркшейдерского дела НАН Украины

Разрушение квазихрупких тел при длительно действующих внешних нагрузках представляет собой неравновесный многоуровневый иерархический процесс. Для его описания вводится некоторое термодинамическое тождество

$$du = \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}^e + T ds + \phi dh,$$

которое является обобщением 1-го и 2-го закона термодинамики на слабонеравновесные процессы. Здесь u – плотность внутренней энергии, σ_{ij} , ε_{ij}^e – тензор напряжений и упругая часть тензора деформаций, T , s – температура и плотность энтропии, ϕ , h – некоторая дуальная пара термодинамических переменных, характеризующих нарушенность материала, ϕ – средняя избыточная потенциальная энергия приходящаяся на один дефект (статическая температура), h – плотность дефектов (статическая энтропия).

Свободная энергия определяется вычитанием из u всей связанной энергии в форме теплового движения Ts и дефектами ϕh , откуда следует, что естественными аргументами свободной энергии будут переменные ε_{ij}^e , T и ϕ . Раскладывая свободную энергию в ряд по ее аргументам вплоть до четвертой степени по статической температуре, ее график можно представить в форме кривой четвертого порядка (рисунок). Минимумы свободной энергии описывают некоторые устойчивые энергетические состояния системы дефектов (например, микротрещин). Из графика следует, что в заданном приближении возможно существование двух равновесных конфигураций дефектов, которые разделены между собой потенциальным барьером. Левый минимум соответствует дефектам меньшего размера, правый, соответственно, большего размера. С увеличением внешней механической нагрузки, то есть при больших значениях ε_{ij}^e , левый минимум может исчезнуть, и система перейдет к трещинам следующего иерархического размера.



тюре, ее график можно представить в форме кривой четвертого порядка (рисунок). Минимумы свободной энергии описывают некоторые устойчивые энергетические состояния системы дефектов (например, микротрещин). Из графика следует, что в заданном приближении возможно существование двух равновесных конфигураций дефектов, которые разделены между собой потенциальным барьером. Левый минимум соответствует дефектам меньшего размера, правый, соответственно, большего размера. С увеличением внешней механической нагрузки, то есть при больших значениях ε_{ij}^e , левый минимум может исчезнуть, и система перейдет к трещинам следующего иерархического размера.

С увеличением внешней механической нагрузки, то есть при больших значениях ε_{ij}^e , левый минимум может исчезнуть, и система перейдет к трещинам следующего иерархического размера.

1. Метлов Л.С., Анциферов А.В. Неравновесная термодинамика разрушения квазихрупких твердых тел. В кн.: XVI Петербургские чтения по проблемам прочности. Санкт-Петербург, 14-16 марта 2006.

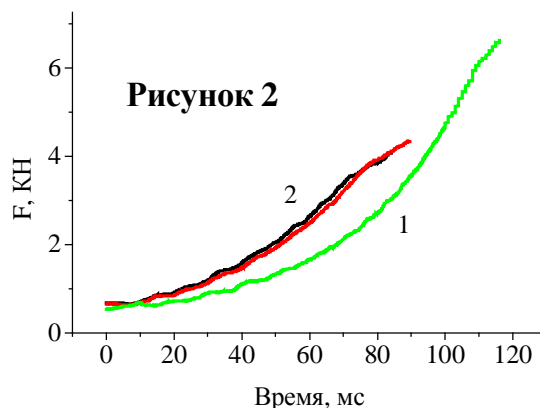
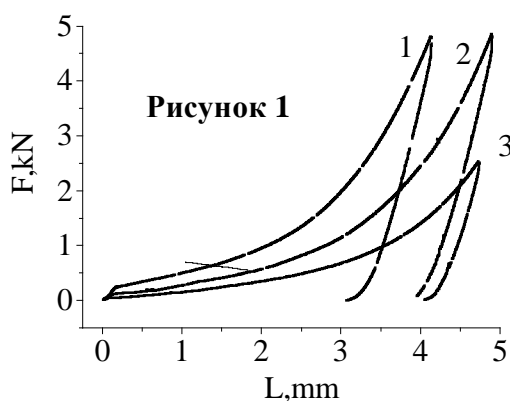
ДИНАМИКА КОМПАКТИРОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Белоусов Н. Н., Метлов Л. С.

Донецкий физико-технический институт НАН Украины им. А.А. Галкина, Донецк,
metlov@mail.donbass.com

При компактировании порошковых материалов на первой стадии происходит агрегация и агломерация частиц, что приводит к формированию высокопористой структуры материала. Воздействие ультразвука позволяет разрушить сформировавшиеся случайные кластеры, добиться более равномерного распределения частиц в пространстве, и, тем самым, достигнуть более консолидированного состояния. Идея исследовательского комплекса заключается в непрерывной регистрации деформационно-силовых параметров в процессе компактирования с и без ультразвукового воздействия, и возможность судить по ним о пористой микроструктуре материала.

Временная зависимость приложенной силы (рис.1) при компактировании и разгрузке для порошков карбонильного железа ($f = 20$ kHz, $A = 10$ мкм, $P = 300$ Вт): 1 – $d = 5 \cdot 10^{-2}$ мм; 2 – $d = 5 \cdot 10^{-3}$ мм; 3 – $d = 5 \cdot 10^{-3}$ мм; ($A = 0$) показывает более высокие значения в случае воздействия ультразвука (кривые 1 и 2), чем без него (кривая 3). Скорость деформирования постоянна. Качественно такую же зависимость демонстрируют и теоретические кривые (рис. 2), полученные методом динамики частиц для двухмерной системы (число частиц $42 \cdot 42$, упругое отталкивание, притяжение Ван-дер-Ваальса, скорость нагружения 5 м/с, кривая 1 – без воздействия ультразвука, кривые 2 – с ультразвуком 10 и 20 КГц).



Микроинтентирование полученных образцов после кратковременного отжига выявило три стадии возврата СМК структуры в Fe.. Первая стадия характеризуется существенной релаксацией внутренних упругих напряжений, слабым изменением пределов текучести и прочности и отсутствием роста зерна,. На второй стадии выявлено аномальное падение предела прочности (предела течения) и рост величины зёрен. Третья стадия характеризуется дальнейшим более слабым уменьшением предела прочности и значительным ростом зёрен. Значения энергии активации на 2 и 3 стадиях 50 и 90 кДж/м².

Компакты после УЗ воздействия имели плотность на 20% больше, по сравнению с образцами, обработанными без УЗ. Достижение такого результата связывается с более равномерной упаковкой частиц при воздействии УЗ.

ИДЕНТИФИКАЦИЯ НЕКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ КОМПОНЕНТОВ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА

Поликарпов В. М. *, Королев Ю. М. **, Головин Ю. М. *,
Лебедев Ю. А. **, Быстрицкий В. С. *

* Тамбовский государственный технический университет, Тамбов

** Институт нефтехимического синтеза им. А.В.Топчиева РАН, Москва

Политетрафторэтилен (ПТФЭ), структурная формула которого $[-CF_2-CF_2-]_n$, – высокомолекулярное соединение, обладающее уникальными свойствами, определяющими его широкое применение в промышленности.

Было проведено рентгенографическое исследование оригинальных образцов с различной предысторией на основе ультрадисперсного ПТФЭ [1]. В результате исследования на дифрактограммах ПТФЭ было зарегистрировано 3 диффузных максимума, соответственно, в районе углов 18° , 40° , 80° . Диффузное рассеяние в области $2\theta \sim 80^\circ$ имело наименьшую интенсивность. Интегральная интенсивность аморфного рассеяния в области $2\theta \sim 40^\circ$ для некоторых образцов превышала сумму кристаллического и аморфного при $2\theta \sim 18^\circ$, тогда как, в ряде других случаев ее интенсивность была незначительной. При этом какая-либо корреляция с кристаллическим и аморфным рассеянием в области $2\theta \sim 18^\circ$ отсутствовала, что позволяет утверждать о присутствии в данных образцах соответствующей данному рассеянию независимой фазы, содержание которой зависит от технологии изготовления.

Была построена функция радиального распределения, а также проведены расчеты дифракционной кривой для некристаллических фазовых составляющих с использованием формулы Дебая. Проведенные расчеты для аморфных компонентов ПТФЭ показали хорошее совпадение с экспериментальными данными. Как показали проведенные исследования, диффузное гало в области $2\theta \sim 80^\circ$ отвечает межатомному рассеянию от ближайших атомов углерода и фтора. Рассеяние в области $2\theta \sim 18^\circ$ соответствует рассеянию от неупорядоченных молекул ПТФЭ, т.е. полимерного материала. Аморфное гало ПТФЭ в области $2\theta \sim 40^\circ$ является асимметричным, что свидетельствует о суперпозиции межмолекулярной и внутримолекулярной рассеивающих компонентов данной фазы ПТФЭ, что хорошо согласуется с расчетными данными. Анализ экспериментальных результатов и сопоставление с проведенными расчетами показал, что исследуемая аморфная компонента в области $2\theta \sim 40^\circ$ может иметь структуру неупорядоченных слоев гексагонов, беспорядочно связанных между собой со средним межслоевым расстоянием около 0,25 нм. Асимметрия гало в этой области углов отражения, доказывает, что соответствующая ему фаза является независимой составляющей. У ПТФЭ в некоторых образцах ее содержание достигало 94% от общего количества полимерного материала.

Работа выполнена при поддержке государственного контракта: 02.442.11.7295 по лоту 2006-РИ-19.0/001 "Проведение научных исследований молодыми учеными".

1. Tsvetnikov A. K. and Uminskii A. A. (1997). "The way of polytetrafluoro-ethylene processing", Patent RF 1775419.

ПОВЕРХНОСТНОЕ СТЕКЛООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ ОСАЖДЕНИИ

Петржик М. И. , Свиридова Т. А. , Замулаева Е. И. , Левашов Е. А. ,
Молоканов В. В. * , Ковнеристый Ю. К. *

Московский государственный институт стали и сплавов (ТУ)

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

petrzhhik@shs.misis.ru

Металлические стекла имеют превосходные механические и трибологические свойства, но производство массивных деталей является дорогой и сложной технологией [1]. Электроискровое осаждение (ЭИО) аморфизируемых электродов (прекурсоров аморфной фазы) сопровождается образованием аморфной фазы в поверхностных слоях металлических подложек и позволяет придать им новые полезные функциональные свойства [2], например низкий коэффициент трения скольжения и износостойкость.

В работе изучены условия формирования аморфно-кристаллических наноструктурных покрытий при электроискровом осаждении (ЭИО) литых электродов из аморфизируемых прекурсоров, например промышленного чугуна, легированного бором [3], которые имели тонкую эвтектическую структуру ледебуритного типа, или спеченных электродов на основе карбида вольфрама. Изучена кинетика осаждения прекурсоров на подложки из Fe, Ni, Cu, Ti. Показано, что после электроискровой обработки поверхностные слои содержат аморфную фазу, отличаются развитой свободной поверхностью и протяженной диффузионной зоной на границе раздела с подложкой. Это связано с тем, что осаждение проходит при быстром локальном плавлении прекурсора и подложки, переносе и затвердевании на кристаллической подложке отдельных капель с эффективным диаметром не более 30 мкм. Следует отметить, что близкие толщины (20–40 мкм) имеют аморфные спиннингованные ленты, получаемые методом закалки струи расплава на вращающемся металлическом диске-холодильнике. Образование аморфной фазы и незначительный (менее 50 К) разогрев электрода и подложки свидетельствуют о том, что неподвижная подложка по эффективности теплоотвода сравнима с вращающимся металлическим диском, используемым при спиннинговании расплава (скорость охлаждения 10^6 К/с). Обсуждаются условия поверхностного стеклообразования и принципы создания функционально-градиентных материалов типа «аморфная поверхность – кристаллическая подложка», которые включают способ приготовления электрода-прекурсора и режим ЭИО, а также возможные химические реакции между электродом и подложкой. Показано, что сформированные поверхностные слои наследуют высокую твердость прекурсоров и имеют низкий коэффициент трения (менее 0,2).

1. М.И. Петржик, В.В. Молоканов, Изв. РАН, сер. Физич., 2001, т. 65, №10, с.1384.
2. M.I. Petrzhhik et al. J. Metastable and Nanocrystalline Mat. 24-25 (2005) 101.
3. A.Inoue, X.M.Wang. Acta Mater. 48 (2000) 1383.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТИ И ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВСЕСТОРОННЕЙ КОВКОЙ

Лотков А. И., Гришков В. Н., Дударев Е. Ф.*, Табаченко А. Н.*, Садовская И. В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,

lotkov@ispms.tsc.ru

** Сибирский физико-технический институт им. В.Д. Кузнецова, Томск,*

kanc@spti.tsu.ru

Многokратная деформация с последовательной сменой оси нагружения является одним из немногочисленных методов получения субмикрoкристаллических (СМК) и ультрамелкозернистых (в том числе нанокристаллических, НК) сплавов, исследования структуры и свойств которых составляют приоритетное направление развития современного материаловедения. Эти работы направлены, прежде всего, на развитие физически обоснованных представлений о роли размеров фрагментов зеренно-субзеренной структуры для повышения прочностных и пластических свойств материалов. Особый интерес представляют исследования механизмов влияния размерного фактора на функциональные свойства сплавов (эффект памяти формы и сверхэластичности), связанные с протеканием мартенситных превращений (МП). Наиболее широко известным представителем сплавов данной группы является никелид титана.

В работе представлены результаты исследований закономерностей изменения субструктуры, фазового состава, последовательности и температур МП в никелиде титана (50,2 ат.% Ni) после “авс”-прессования в интервале температур 523–873 К. Крупнозернистый исходный сплав (зерна 30–70 мкм) при 300 К имел структуру моноклинного мартенсита $V19'$ (МП $V2 \rightarrow V19'$ при охлаждении ниже 335 К; обратное МП завершается при нагреве до 365 К). Суммарное обжатие вдоль каждого пространственного направления $\sim 70\%$. Методы исследования: температурная рентгеновская дифрактометрия, электронная и оптическая микроскопия.

Показано, что при понижении температурыковки наблюдается уменьшение размеров зерна (от мелкозернистой структуры послековки при 873–723 К до преимущественно СМК фракции после прессования при 523–623 К). Послековки ниже 773 К наблюдается изменение фазового состава деформированных образцов при 300 К формируется двухфазное состояние $R + V19'$, и послековки при $T < 620$ К сосуществуют фазы R , $V19'$ и $V2$ (R – ромбоэдрическая фаза). Установлено, что это является результатом изменения последовательности МП (от $V2 \leftrightarrow V19'$ к $V2 \rightarrow R \rightarrow V19' \rightarrow V2$) и понижения температур начала и конца формирования мартенсита $V19'$. Построены зависимости температур МП от температуры “авс”-прессования. Обсуждается корреляция фазового состава фрагментов зеренно-субзеренной структуры с их размерами. Установлено, что последовательность МП в деформированных образцах сохраняется после нагрева до 720 К, а интервал формирования фазы $V19'$ при этом сужается в ~ 2 раза. Показано, что формирование СМК состояния приводит к повышению предела текучести сплава, величина которого не меняется при нагреве до 720 К. Полученные результаты демонстрируют перспективность метода “авс”-прессования для получения объемных сплавов на основе TiNi с однородным СМК(НК) состоянием.

Работа выполнена с финансовой поддержкой Российского фонда фундаментальных исследований (грант № 05-08-33381).

ДЕФЕКТЫ СТРУКТУРЫ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЁВ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Батурин А. А., Лотков А. И., Мейснер Л. Л., Гришков В. Н., Сурков А. С.*

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,

** Фраунгоферовский институт неразрушающего контроля, Саарбрюкен, Германия*

abat@ispms.tsc.ru

Дефекты кристаллической структуры и изменение структурно-фазового состояния при модифицировании поверхностных слоёв играют определяющую роль в формировании физико-механических свойств поверхности и объёма материала. Среди методов модификации важное место занимают электронно-лучевые технологии и ионная имплантация. В последнее время начаты исследования по модификации поверхности никелида титана с помощью ультразвуковых технологий. Мощное энергетическое воздействие на поверхность никелида титана создаёт в поверхностных слоях высокую неравновесную концентрацию дефектов структуры и вызывает структурно-фазовые превращения, которые ещё плохо изучены.

В работе представлены результаты исследования методом позитронной спектроскопии типа дефектов и их концентрации, возникающих в приповерхностных слоях в образцах сплавов на основе никелида титана, после модифицирующих воздействий, а также результаты исследования микроструктуры, полученные с помощью методов электронной и туннельной микроскопии.

Использовались образцы сплавов с составом, близким к эквиаtomному, и $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$, испытывающие в исходном состоянии мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19'$. Методом рентгенографии показано, что после модифицирующих воздействий при комнатной температуре формируется двух- ($B2+R$) и трёхфазные ($B2+R+B19'$) состояния. Исследования микроструктуры показали, что в поверхностном слое возникает субмикро- и нанокристаллическая структура с высокими значениями микротвёрдости. Показано, что в зависимости от метода модификации тип дефектов, формирующихся в поверхностных слоях, различается. Так, например, после облучения сплава $Ti_{49,5}Ni_{50,5}$ последовательно ионами меди и титана основным типом дефектов в приповерхностных слоях на глубине значительно превышающей проективный пробег ионов являются дислокации со средней концентрацией $\sim 10^{10} \text{ см}^{-2}$, а после ультразвуковой обработки – вакансии на границах нанозерен с концентрацией, на много порядков превышающей равновесную, характерную для крупнозернистого материала. Обсуждается роль дефектов структуры в повышении механических свойств модифицированных сплавов на основе никелида титана.

ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛОВ МОЛИБДЕНА

Котречко С. А., Филатов А. В., Овсянников А. В.

Институт металлофизики им Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина.

ovsjann@imp.kiev.ua

В последнее время нанокристаллические материалы начали находить широкое практическое применение, в то же время механические возможности нанокристаллов являются мало исследованными, хотя их малый размер подразумевает практически бездефектную структуру, что позволяет рассматривать их как очень перспективный упрочняющий компонент для композиционных материалов.

Представляется важным изучить потенциальные возможности, которые может предоставить использование нанокристаллических материалов в инженерной технике. Поскольку металлы с размером кристаллических зёрен порядка десятков нанометров обладают во многом качественно новыми свойствами, то необходимо хорошее понимание процессов, происходящих в этих структурных элементах в результате механических воздействий.

В качестве модельных ОЦК материалов были рассмотрены молибден и железо. В работе было проведено моделирование поведения нанокристаллов в условиях одноосного (ориентации $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$) и гидростатического нагружения. Для расчётов использовался потенциал внедренного атома (EAM).

Потеря механической устойчивости происходит в момент образования дефекта в правильной решётке, и дальнейшая деформация происходит за счёт распространения возникшего искажения.

Обнаружено, что разрушению всегда предшествует пластическая деформация, которая в некоторых случаях может достигать 90%.

В случае гидростатического растяжения шарообразного образца разрушение происходит путём образования и распространения трещины, однако, её образованию также предшествуют сдвиговые деформации.

Для одноосного растяжения вдоль оси $\langle 100 \rangle$ происходит локальная перестройка кристалла, приводящая к образованию и распространению области ориентированной направлением $\langle 110 \rangle$ параллельно растягивающему напряжению. При сжатии нанокристалла вдоль направления 110 наблюдается обратная ситуация.

Показано влияние нормальных напряжений на сопротивление сдвигу может быть с достаточной точностью аппроксимировано зависимостью типа: $\tau_c = \tau_0 \exp(-\alpha \xi_{nn})$; где τ_0 – критическое напряжение сдвиговой неустойчивости при нулевом значении локальных нормальных напряжений на плоскости сдвига ($\xi_{nn} = 0$); α – коэффициент, характеризующий чувствительность сопротивления сдвигу к величине нормальных напряжений.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СПЛАВОВ Ti–Ni С ПОЛИГОНИЗОВАННОЙ СУБСТРУКТУРОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ

**Прокошкин С. Д.¹⁾, Браиловский В.²⁾, Инаекян К.Э.¹⁾, Демерс В.²⁾,
Хмелевская И. Ю.¹⁾, Добаткин С. В.³⁾, Татьяна Е. В.⁴⁾**

¹⁾ *Московский институт стали и сплавов, Москва,*

²⁾ *Высшая технологическая школа, г. Монреаль, Канада;*

³⁾ *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*

⁴⁾ *Институт физики высоких давлений РАН, Троицк*

prokoshkin@tmo.misis.ru

Изучена связь механических и функциональных свойств со структурой сплавов Ti–Ni, термомеханически обработанных по схеме НТМО прокаткой при комнатной температуре с истинной деформацией 0,3–1,9 (интенсивная деформация) с последовательными отжигами в интервале температур 200–700 °С.

При отжиге стареющего сплава Ti–50,7%Ni после НТМО все процессы разупрочнения заторможены по сравнению с нестаревшим сплавом Ti–50,0%Ni в интервале температур отжига 300–500 °С, в котором происходит выделение частиц фазы Ti₃Ni₄, препятствующих миграции дислокаций, дислокационных субграниц и границ зерен.

Увеличение плотности дислокаций, уменьшение размеров субзерен и зерен в аустените при понижении температуры последеформационного отжига обоих сплавов вызывает ускоряющееся понижение температурного интервала R→B19' превращения, причем наиболее резкое – в присутствии наноструктуры с размером зерна аустенита менее 30–50 нм.

Понижение температуры последеформационного отжига в области существования полигонизованной субструктуры и нанокристаллической структуры способствует проявлению сверхупругости, причем более эффективно в стареющем сплаве и в присутствии нанокристаллической структуры. Причиной такого эффекта является увеличение «сверхупругого окна» по температуре.

В области наноразмеров зерен и субзерен «дислокационный» предел текучести мартенсита, максимальное реактивное напряжение (σ_r^{\max}) и максимальная полностью обратимая деформация ($\epsilon_{r,1}^{\max}$) выше в случае нанокристаллической структуры, чем в полигонизованной.

В сплаве Ti–50,0%Ni в случае нанокристаллической структуры (НТМО, $e = 1,9 + 400$ °C) $\sigma_r^{\max} = 1400$ МПа и $\epsilon_{r,1}^{\max} = 8\%$, а в случае развитой дислокационной субструктуры (НТМО, $e = 0,3 - 0,9 + 300-400$ °C) $\sigma_r^{\max} = 1000$ МПа и $\epsilon_{r,1}^{\max} = 6-7\%$. В наноструктурном сплаве Ti–50,7%Ni ожидается получение σ_r^{\max} и $\epsilon_{r,1}^{\max}$ до 2000 МПа и более 9%, соответственно.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОПОЛОСОВОГО СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВЕ V–4%Ti–4%Cr ПОСЛЕ ГЛУБОКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ

Дитенберг И. А., Тюменцев А. Н., Пинжин Ю. П.,
Шуба Я. В.¹, Коротаев А. Д.¹, Чернов В. М.²

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,

¹*Томский государственный университет, Томск,*

²*ФГУП ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара, Москва,*

berg@spti.tsu.ru

Методом просвечивающей электронной микроскопии проведено исследование микроструктуры, формирующейся в процессе больших ($\epsilon \geq 93\%$) деформаций прокаткой сплавов V–4Ti–4Cr при комнатной температуре. Обнаружено формирование микрополосовых наноструктурных состояний и высокоэнергетических дефектных субструктур с высокой (до $\chi_{ij} \approx 20^0$ мкм⁻¹) кривизной кристаллической решетки, высокой ($\partial\theta/\partial r \leq 20^0$ мкм⁻¹) плотностью частичных дисклинаций на границах микрополос и локальными внутренними напряжениями, достигающими значений $\sigma_{\text{лок}} \approx E/30$ (E – модуль Юнга).

Проведенный кристаллогеометрический анализ позволил выявить ряд особенностей высокоугловых разориентировок в микрополосовых наноструктурных состояниях сплава V–4%Ti–4%Cr. Во-первых, установлено, что в более чем половине изученных высокоугловых границ микрополос направления векторов разориентации совпадают с направлениями типа $\langle 110 \rangle$ или отклонены от этого направления на углы, не более нескольких градусов. Во-вторых, обнаружен дискретный спектр векторов переориентации кристаллической решетки вокруг указанных выше направлений с высокой плотностью высокоугловых границ с векторами переориентации в интервале $\theta = (50-60)^\circ \langle 110 \rangle$.

Проведено обсуждение наиболее важных факторов и условий реализации нового механизма деформации: уровня фазовой нестабильности материала, величины локальных внутренних напряжений и способности их релаксации традиционными механизмами пластического течения.

Теоретический анализ атомных механизмов и дисторсий указанных выше превращений показал, что важнейшей чертой носителей этой моды деформации является отсутствие каких-либо эффективных препятствий, в том числе, при сверхвысоких степенях деформации, а также возможность интенсивной релаксации формирующихся в этих условиях высокодефектных структурных состояний. Предполагается, что совместное действие двух этих факторов лежит в основе явления сверхвысокой технологической пластичности исследуемых сплавов – возможности достижения в них очень больших (практически неограниченных) величин пластической деформации в процессе прокатки при комнатной температуре без каких-либо промежуточных отжигов.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Министерства образования РФ и CRDF в рамках программы BRNE (проект № 016-02), гранта РФФИ р_обь_а №05-03-98003, гранта Лаврентьевского конкурса молодежных проектов СО РАН.

***IN-SITU* ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОГО ДВИЖЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ ЖИДКОГО СВИНЦА В ТОНКИХ ФОЛЬГАХ АЛЮМИНИЯ**

Прокофьев С. И.^{1),2)}, Жилин В. М.¹⁾, Johnson E.^{2),3)}, Dahmen U.⁴⁾

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

²⁾ *Nano Science Center, NBI, University of Copenhagen, Copenhagen, Denmark*

³⁾ *Materials Research Dept., RISIII National Laboratory, Roskilde, Denmark*

⁴⁾ *National Center for Electron Microscopy, LBNL, Berkeley, CA, USA*

prokof@issp.ac.ru

В широком температурном интервале проведены *in-situ* электронно-микроскопические исследования теплового движения наночастиц жидкого свинца в тонких алюминиевых фольгах. Электронно-микроскопические наблюдения записывались на видео и оцифровывались. В результате обработки данных были получены траектории индивидуальных частиц.

Для определения коэффициентов диффузии частиц использовалась, направленная вдоль дислокационной линии, одномерная составляющая траектории движения частиц, связанных с дислокациями. Определение коэффициентов диффузии проводилось с помощью уравнения, основанного на анализе движения броуновской частицы под действием упругой возвращающей силы, проведенного Смолуховским.

Полученные Аррениусовские зависимости коэффициента диффузии частиц нелинейны, что, вероятно, связано с огрублением граней {111} на поверхности частиц при повышении температуры. Обнаруженный линейный рост энтальпии активации диффузии от размера частиц и ее аномально высокие значения, достигающие величин, существенно превышающих энтальпию сублимации алюминия, могут быть интерпретированы в предположении, что подвижность частиц контролируется зарождением ступеней на гранях {111}.

Работа поддержана грантом РФФИ (проект № 05-03-33141).

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ ЦИКЛИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-РЕШЕТКОЙ

Плотников В. А., Макаров С. В.

Алтайский государственный университет, Барнаул,
plotnikov@phys.asu.ru

Проведение термомеханических циклов в металлах с ГЦК-решеткой сопровождается необратимым формоизменением. Известно, что термическое воздействие в условиях механического нагружения приводит к ползучести металлических материалов, скорость которой подчиняется соотношению Аррениуса. Эксперименты по исследованию акустической эмиссии в ходе температурнозависимой деформации алюминия и меди показали, что наряду с монотонной деформацией образцов наблюдается и немонотонное накопление деформации, что приводит к нарушению аррениусовской зависимости. Немонотонная деформация представляет собой макроскопические деформационные скачки, сопровождающиеся высокоамплитудными акустическими сигналами.

Эксперименты представляли собой циклы нагрева образцов до предплавления температур и последующего охлаждения с приложением сдвигового механического напряжения, последовательно возрастающего от цикла к циклу. При механическом напряжении ниже предела текучести накопление деформации в свежетоженных образцах началось уже примерно от 170⁰ С и монотонно росла до 0,35 % при повышении температуры в ходе нагрева. Монотонный характер накопления деформации коррелирует с монотонным ростом среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии в цикле. Характерно, что уровень среднеквадратичного напряжения при деформации меди значительно выше, чем при деформации алюминия.

В повторных циклах с приложением последовательно возрастающего в каждом цикле механического напряжения монотонный рост акустической эмиссии и соответственно монотонное накопление деформации наблюдали до примерно 0,5 температуры плавления. После 0,5 температуры плавления и механическом напряжении не ниже 0,7 предела текучести монотонный характер накопления деформации сменяется макроскопическими деформационными скачками. Каждому деформационному скачку соответствует акустический сигнал аномально высокой амплитуды.

Особенностью высокотемпературных процессов деформации является своеобразная периодичность скачкообразного и монотонного накопления деформации, что по современным представлениям соответствует квазипериодическому повторению процессов упрочнения и разупрочнения металла, обусловленному квазипериодической активацией зернограничных процессов. Трансформация монотонного характера акустической эмиссии в высокоамплитудные акустические сигналы, свидетельствует о высокой корреляции элементарных деформационных процессов на скачкообразной стадии. Исследование структуры поверхности деформируемого металла подтверждает этот вывод. В масштабе одного зерна структурным фактором деформации являются полосы деформации, с высокой плотностью регулярно заполняющие поле. При повышении механического напряжения и температуры плотность полос повышается в одном и том же зерне и формируется система полос вторичной системы скольжения.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ В ХОДЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Плотников В. А., Макаров С. В.

Алтайский государственный университет, Барнаул,
plotnikov@phys.asu.ru

Особенностью высокотемпературных процессов деформации является своеобразная периодичность скачкообразного и монотонного накопления деформации, что по современным представлениям соответствует квазипериодическому повторению процессов упрочнения и разупрочнения металла, обусловленному квазипериодической активацией зернограничных процессов. В ходе высокотемпературной деформации алюминия смена монотонного характера накопления деформации на скачкообразный сопровождается трансформацией монотонной акустической эмиссии в высокоамплитудные акустические сигналы, что свидетельствует о высокой корреляции элементарных деформационных процессов на скачкообразной стадии. Исследование структуры поверхности деформируемого металла подтверждает этот вывод. В масштабе одного зерна структурным фактором деформации являются полосы деформации, с высокой плотностью регулярно заполняющие поверхность зерна. При повышении механического напряжения и температуры в одном и том же зерне формируется система полос вторичной системы скольжения.

Если построить зависимость плотности полос деформации алюминия от температуры и механического напряжения, то получим явно выраженную квазиволновую поверхность с максимумами и минимумами распределения плотности полос деформации. Как показывает анализ, приведенный в таблице, плотность полос в минимуме на порядок ниже плотности полос в максимуме. Характерно, что температура минимума соответствует температуре скачкообразного накопления деформации, а температура максимума – температуре монотонного.

Таблица

Напряжение в цикле, МПа	Температура скачкообразной деформации, °С	Плотность полос деформации, 10^6 м^{-1}	Температура монотонной деформации, °С	Плотность полос деформации, 10^6 м^{-1}
30	610	0,022	-	-
	650	0,037	-	-
33	600	0,077	-	-
35	650	0,05	580	0,1
			610	0,13
			640	0,263
40	-	-	600	0,213
			620	0,256
			640	0,172
			650	0,204

Акустическая эмиссия, регистрируемая в минимуме плотности полос, представляет собой единичные акустические сигналы аномально высокой амплитуды. Акустическая эмиссия, регистрируемая в максимуме, имеет монотонный характер. Такая особенность акустической эмиссии свидетельствует, что на стадии скачкообразной деформации наблюдается высокая корреляция элементарных деформационных актов, структурно однако не выявляющихся. Этому может соответствовать процесс зернограничного проскальзывания, сопровождающийся генерированием лавины решеточных дисло-

каций, которые поглощаются противоположной границей. Такая лавина представляет когерентный ансамбль дислокаций, формирующих единичный акустический сигнал. В то же время на стадии монотонной деформации корреляция элементарных деформационных актов нарушается.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И ПРОЦЕССОВ НАКОПЛЕНИЯ И ВОЗВРАТА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Плотников В. А., Пачин И. М., Грязнов А. С.

Алтайский государственный университет, Барнаул,
plotnikov@phys.asu.ru

Циклы мартенситных превращений в сплавах на основе интерметаллического соединения никелид титана сопровождаются акустической эмиссией, закономерным проявлением которой является: существенная асимметрия энергии излучения, продуцируемой при прямом $B2 \rightarrow B19'$ и обратном $B19' \rightarrow B2$ превращениях; инверсия асимметрии энергии акустической эмиссии, обусловленная изменением структурного состояния $B2$ -сверхструктуры при циклировании мартенситных превращений и состава сплавов; аномальный акустический эффект при реализации макроскопически взрывной кинетики мартенситных превращений. Проявление закономерностей зависит от микрокинетики мартенситных превращений, которая в сплавах может меняться от медленного роста–сокращения до микровзрывного появления-исчезновения мартенситных кристаллов.

Если мартенситные превращения проводить в условиях механического нагружения, то в цикле наблюдается накопление деформации при прямом превращении и возврат ее при обратном, а также продуцирование акустической эмиссии. Нагружение в цикле мартенситных превращений (нагрузка при прямом и обратном превращениях) не меняет исходной асимметрии акустической эмиссии, нагружение в мартенситном состоянии и проведение обратного превращения в условиях механического нагружения приводит к инверсии асимметрии акустической эмиссии, нагружение при высоких температурах и проведении прямого превращения в условиях механического нагружения приводит к усилению исходной асимметрии акустической эмиссии и аномальному росту энергии акустической эмиссии в зависимости от величины механического напряжения. Аномальный акустический эффект зависит от напряжения как функция с максимумом. Положение максимума является индивидуальной характеристикой сплава. Характерно, что кроме обратимой деформации в цикле независимо от склонности сплава к фазовому наклепу происходит накопление необратимой деформации, величина которой растет при циклировании мартенситных превращений. Накопление необратимой деформации и снижение энергии акустической эмиссии не коррелируют, что позволяет сделать вывод о консервативном характере этого процесса.

Если мартенситные превращения инициируются деформацией $B2$ -фазы в изотермических условиях, то наблюдается накопление деформации и акустическая эмиссия только в первом цикле. При разгрузке возврат деформации мал. Последующие циклы нагрузка-разгрузка сопровождаются лишь упругой (или квазиупругой) деформацией и отсутствием акустической эмиссии. Нагрев образца с большой долей остаточной деформации показывает, что эффект возврата деформации затягивается примерно до 600°C . При этом наблюдается большой недовозврат, что свидетельствует о протекании не только мартенситной деформации, но и о пластическом течении сплава.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ПРОЦЕССЕ ИЗОТЕРМИЧНОГО НАКОПЛЕНИЯ И ВОЗВРАТА ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Плотников В. А., Пачин И. М., Грязнов А. С.

Алтайский государственный университет, Барнаул,
plotnikov@phys.asu.ru

Как показали эксперименты, при проведении термомеханического цикла в изотермических условиях выше температуры 80 °С (температура В2-сверхструктурного состояния) акустическая эмиссия наблюдается сразу от момента приложения механического напряжения и представляет собой акустический пик с максимумом, приходящимся на точку перегиба прироста деформации. Зависимость прироста деформации от времени цикла имеет монотонный характер с выходом на насыщение, в то время как механическое напряжение в цикле линейно возрастает. После снятия напряжения наблюдается неполный возврат деформации, который не сопровождается акустической эмиссией. Возврат деформации составил величину около 1,4 %, в то время как остаточная деформация составила величину около 5,3 %.

Если проводить серии изотермических циклов нагрузка–разгрузка в широком диапазоне температур, включающем температуры выше A_f и температуры ниже M_f , то зависимость энергии акустической эмиссии от температуры цикла имеет немонотонный вид функции с максимумом, приходящимся на 75 °С. Очевидно, это температура M_s в отсутствии нагрузки. В таблице 1 приведены деформационные параметры и значения энергии акустической эмиссии серии циклов в температурном интервале от 25 до 150 °С. В последующих циклах нагрузка – разгрузка обратимая деформация медленно снижается, однако, что существенно, акустическая эмиссия в циклах на уровне фона, то есть отсутствует.

Таблица

Акустическая эмиссия и накопление деформации в термомеханических циклах

№ серии циклов	Температура цикла, °С	Обратимая деформация в цикле, %	Остаточная деформация в цикле, %	Необратимая деформация в серии, %	Энергия акустической эмиссии J , 10^{-12} В ² с
1	150	0,72	1,15	0,69	70,6
2	135	0,78	1,08	0,44	45,2
3	120	0,76	1,0	0,31	43,0
4	105	0,82	1,57	0,57	63,8
5	90	1,02	2,39	0,99	116,6
6	75	1,12	4,81	1,24	221,7
7	60	0,89	5,57	0,78	113,4
8	45	0,90	4,64	0,47	14,9
9	25	0,94	4,53	-	3,3

Примечание. В таблице энергетический параметр акустической эмиссии $J = \sum U_i^2 \Delta t_i$, где U_i – среднеквадратичное напряжение акустической эмиссии, Δt_i – временной интервал, соответствующий напряжению U_i .

РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТРЕЩИНЫ В СЛОИСТЫХ И МОНОЛИТНЫХ ОБРАЗЦАХ СТАЛИ 08X18T1 ПРИ УДАРНОЙ НАГРУЗКЕ

Мирзаев Д. А., Яковлева И. Л.*, Панов А. В., Терещенко Н. А.*

*Южно-Уральский государственный университет, Челябинск,
* Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,
phum.@imp.uran.ru*

Горячий прокат стали 08X18T1 на толщину 20 мм обладает, как правило, пониженной ударной вязкостью. Монолитные образцы данной стали имеют ударную вязкость порядка 11 Дж/см². Повышение ударной вязкости наблюдается в образцах после повторной горячей прокатки на 65 %. В ходе ударных испытаний в них происходит образование трещин расслоения, ориентированных перпендикулярно к основной трещине разрушения [1].

Особенности распространения трещины исследованы на слоистых образцах сечением 10x10 мм, составленных из пластин толщиной 2 мм. Ударная вязкость слоистых образцов с надрезом перпендикулярно плоскости соединения пластин составляла 27 Дж/см², у образцов с надрезом параллельно плоскости соединения – 49 Дж/см². Видно, что ударная вязкость слоистых образцов выше, чем монолитного образца такой же формы. Наибольшее сопротивление удару проявляется в том случае, когда надрез перпендикулярен к плоскости сопряжения пластинок, и направление удара также перпендикулярно. Меньшие значения ударной вязкости, но все-таки существенно больше, чем монолитного образца, получены в том случае, если надрез перпендикулярен плоскости сопряжения, а направление удара – параллельно.

Образцы из холоднокатаных листов стали 08X18T1 были испытаны без надреза. Ударная вязкость составного образца, разрушенного в направлении, параллельном плоскости сопряжения пластин, была примерно в 10 раз выше, чем монолитного.

Установлено, что относительное изменение ударной вязкости при переходе от монолитного к составному образцу практически не зависит от наличия надреза.

Показано, что высокие значения ударной вязкости составных образцов обусловлены следующими обстоятельствами:

- при распространении трещины по направлению нормали к пластинкам происходит последовательное разрушение составного образца, то есть многократное зарождение новой трещины;
- в том случае, когда направление роста основной трещины перпендикулярно нормали к пластинкам, наибольшее значение ударной вязкости наблюдается при переходе от плоскодеформированного состояния к плосконапряженному вблизи вершины трещины.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 05-03-32213

1. Мирзаев Д.А., Шабуров Д.В., Яковлева И.Л., Панов А.В., Солодова И.Л., Хлебникова Ю.В. Влияние повторной горячей прокатки на ударную вязкость ферритной стали 08X18T1, охрупченной при исходной прокатке // Деформация и разрушение. 2006. № 3. С. 24-30.

ДИСЛОКАЦИИ СОМИЛИАНЫ И ПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А. К.

Уфимский государственный институт сервиса, Уфа,
emaletd@mail.ru

Механические свойства нанокристаллических материалов определяются свойствами и кинетикой зернограницных дислокаций. Аморфные материалы обладают особыми механическими свойствами, которые могут быть интерпретированы свойствами и кинетикой дислокаций Сомилианы, геометрическая модель которых предложена в начале 20-го века, но упругие свойства которых неизвестны до сих пор.

Основная задача микроскопической физической теории структуры границ зерен и зернограницных линейных дефектов заключается в выяснении наличия в атомной структуре границ зерен стационарных солитонных решений - зернограницных дислокаций. В произвольных границах зернограницные дислокации не могут существовать благодаря тому, что энергетический потенциал в такой границе не является периодическим, а случайно осциллирует около среднего значения (ближний порядок). Исследование зернограницных линейных дефектов проводилось в модифицированной модели Френкеля - Конторовой для границы зерна путем решения уравнения типа Гордона. Общее решение для тензора смещений выражается кноидальной волной, которая может распадаться на цуг дислокаций Сомилианы (неустойчивых солитоноподобных квазидислокаций). Вектор Бюргера и ширина ядра такой дислокации Сомилианы случайно осциллируют. Принципиально новое поведение вычисленного тензора напряжений дислокации Сомилианы, в отличие от решеточной дислокации, заключается в экспоненциальном спаде напряжений сразу от ядра и наличии свободного объема поля деформаций. Упругая энергия дислокаций Сомилианы почти на два порядка меньше чем упругая энергия решеточных дислокаций. На основании кинетики дислокаций Сомилианы обсуждаются особенности кривой деформирования и плотности дислокаций нанокристаллических материалов. Интересным следствием полученных результатов является возможность проявления масштабного эффекта при зернограницном проскальзывании. Когда длина границы становится порядка 10^{-2} см, скорость зернограницного проскальзывания будет зависеть от длины границы, например размера зерна, кристалла.

Для описания линейных дефектов аморфной структуры предложена модифицированная модель Френкеля - Конторовой с квазипериодическим потенциалом, описывающим аморфную структуру с ближним порядком. Анализ решений динамического уравнения показал, что в таких материалах возможны только движущиеся неустойчивые дефекты – дислокации Сомилианы. Вычисленные напряжения дислокаций Сомилианы аморфной структуры также являются экспоненциально затухающими, в отличие от решеточных дислокаций. Напряжения дислокаций и ансамбля дислокаций Сомилианы объясняют малый коэффициент упрочнения на кривых деформирования. Малая упругая энергия дислокаций Сомилианы объясняет маленькую экспериментальную величину запасенной латентной энергии деформации $\sim 4\%$. Показано, что для описания диаграммы и особенностей деформации аморфных материалов необходимо применять принципы неравновесной термодинамики и синергетики. Показано, что общий синергетический подход должен основываться на системе уравнений кинетики вакансий, дислокаций Сомилианы и микротрещин. Проведено моделирование скачкообразной кривой деформирования и других закономерностей деформации аморфных материалов, наблюдаемых в эксперименте.

К ТЕОРИИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ КЕРАМИЧЕСКИХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А. К.

Уфимский государственный институт сервиса, Уфа,

Сверхпластичность керамических и нанокристаллических материалов имеет большое практическое значение и проявляется при создании в них стабильной ультрамелкозернистой структуры и деформации в определенном температурно-скоростном интервале. В настоящее время экспериментально установлено, что при СПД действуют три микромеханизма деформации: зернограничное проскальзывание (ЗГП), внутривершинное дислокационное скольжение (ВДС) и диффузионная ползучесть (ДП). Причем происходит самоорганизация коллективных мод в движении ансамблей зерен. В данной работе исследована синергетическая модель эффекта сверхпластичности в керамических и нанокристаллических материалах и обсужден ряд экспериментальных закономерностей СПД.

Записано выражение для производства энтропии при пластической деформации керамических и нанокристаллических материалов с тремя взаимосвязанными микромеханизмами, которые являются диссипативными процессами. С позиций неравновесной термодинамики и синергетики возникновение температурно-скоростного интервала проявления СП связано со сменой диссипативного процесса, контролирующего деформацию: I область – основные процессы одиночное дислокационное скольжение и ползучесть, II область – кооперированные зернограничные процессы, стимулированные дислокационным скольжением, III область – множественное дислокационное скольжение. Записаны термодинамические условия проявления эффекта сверхпластичности как самоорганизации зернограничных процессов.

В оптимальной II области исследована физическая модель взаимодействия решеточных дислокаций и зернограничных квазидислокаций и записана система кинетических уравнений в приближении времени релаксации. Для получения неоднородных решений (диссипативных структур) типа волнового фронта в систему уравнений введены диффузионные члены. Анализ решения системы проведен методами теории бифуркаций и отображений Пуанкаре. Установлено, что фазовый портрет системы имеет три стационарные точки: две точки типа узел - седло и одну точку типа седло - фокус. Когда плотность стимулированного зернограничного проскальзывания превышает критическое значение происходит бифуркация Хопфа и точка седло переходит в фокус. Это означает, что в системе возникают волновые диссипативные структуры. Анализ типа решения показал, что в системе возникает стационарный волной фронт - шейка, разделяющая два состояния системы с малой и высокой плотностью зернограничных квазидислокаций. Получены оценки для ширины фронта и скорости движения и сопоставлены с экспериментом. Проведено численное решение системы уравнений, которое подтвердило аналитические оценки.

На основании термодинамических условий получены фазовые портреты бифуркаций решений для проявления СПД в зависимости от параметров: температуры, скорости деформирования и размера зерен. Имеющиеся экспериментальные данные для керамических и нанокристаллических материалов коррелируют с теоретическими оценками для критической температуры и скоростного интервала СПД. В данной модели можно объяснить основные макроскопические характеристики, которые наблюдаются для особенностей структурной сверхпластичности керамических и нанокристаллических материалов.

В неравновесной термодинамике диссипативные структуры возникают, когда размер системы превышает критическое значение. В рамках модели получена оценка минимального размера образца, когда наблюдается СПД, которая хорошо коррелирует с экспериментальным значением.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ В СВАРНОЙ ЗОНЕ

Емалетдинов А. К., Хамидуллин И. Н.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа,
emaletd@mail.ru

Процесс сварки, обусловленный местным сплавлением соединяемых частей изделия или совместным их пластическим деформированием, сопровождается изменением структуры и свойств в зоне соединения и возникновением поля остаточных напряжений. В термической зоне образуются различные виды дислокационной субструктуры: полигональное, сетчатое, ячеистое, полосовое и фрагментированное распределение, которые и определяют внутренние напряжения и физико-механические свойства сварного соединения.

Рассмотрена плоская модель сварного шва, когда развивается дислокационное скольжение в двух системах плоскостей (первичной и вторичной). Сформулирована полная система уравнений, включающая уравнение теплопроводности, 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. типов решений в зависимости от широкого диапазона 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.

Рассмотрена плоская модель деформационного состояния бесконечной полупластины, торец которой подвергается нагреву до некоторой температуры, а затем охлаждению с заданной скоростью. Записана полная система уравнений в полупластине, включающая уравнение теплопроводности, уравнение равновесия для термоупругих напряжений, кинетики дислокаций и микротрещин и граничные условия. Скорость зарождения дислокаций и микротрещин описывается термофлуктуационными источниками, плотность которых пропорциональна плотности дислокаций. Зарождение микротрещин происходит, когда плотность дислокаций превысит критическое значение. Задана начальная плотность дислокаций. Проведено численное исследование системы уравнений. Построены решения для плотности дислокаций и микротрещин в зависимости от времени и координаты вдоль пластины. Проведен анализ влияния величины температуры и скорости охлаждения торцевой поверхности на плотность дислокаций и микротрещин, зародившихся в пластине.

ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ТЕПЛО ВЫДЕЛЕНИЕ В УДАРНЫХ ВОЛНАХ

Емалетдинов А. К.

Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа
emaletd@mail.ru

Высокоскоростная и импульсная обработка металлов (взрывная, магнитная и др.) связана с движением ударных волн. Во фронте ударной волны, проходящей через моно- и поликристаллические материалы, повышение температуры и напряжений приводит к возникновению неравновесных диссипативных процессов множественного скольжения, размножения дислокаций и образования ячеистых дислокационных структур. Плотность дислокаций достигает после ударной обработки 10^{16} м^{-2} . В данной работе проанализирована обобщенная система уравнений кинетики дислокаций в зависимости от внешних параметров напряжений и температуры во фронте ударной волны. Рассмотрена двумерная задача для кристалла, в котором распространяется стационарный фронт ударной волны. Результаты численного исследования системы уравнений кинетики дислокаций показали, что система уравнений имеет различные решения, которые могут описывать сложные неоднородные периодические пространственные дислокационные диссипативные субструктуры, возникающие за фронтом ударной волны. Построены основные решения и качественная диаграмма основных типов решений уравнений кинетики дислокаций, описывающих различные дислокационные состояния в поле температур и напряжений во фронте ударной волны, что позволяет прогнозировать тип получаемых дислокационных структур в материале после ударной и высокоскоростной обработки.

При исследовании состояния материалов и физико-химических превращений под действием ударных волн с давлением до сотен килобар важным параметром является локальная температура, которая может достигать значений $10^2 - 10^3 \text{ K}$. Источниками повышения температуры в ударной волне являются: пластическая деформация и адиабатическое сжатие материала. Изменение нормальных напряжений (сжатия) вызывает адиабатический разогрев на переднем фронте волны и охлаждение (растяжение) на заднем фронте волны. Рассмотрены: разогрев T_1 материала благодаря адиабатическому сжатию и разогрев T_2 тела за фронтом ударной волны благодаря зарождению и движению дислокаций, обеспечивающих пластическую деформацию и являющихся локальными источниками тепла с мощностью sbV . Рассчитано локальное повышение температуры за фронтом ударной волны, определяемое распределением дислокаций, зарождающихся с объемной плотностью установленной выше и двигающихся под действием напряжений фронта ударной волны. Получены решения и оценка максимальных температурных вкладов обоих механизмов разогрева, которая оказалась порядка $T_2 / T_1 \approx 1 \div 10^2$. Установлено, что разогрев благодаря движению и зарождению дислокаций может превышать адиабатический разогрев. При больших плотностях и скоростях движения дислокаций за фронтом ударной волны может возникать большой локальный разогрев материала до 10^3 K . Рассмотрен тепловой эффект ультразвуковой обработки металлов, которая может применяться как для интенсификации ОМД, так и самостоятельно с целью создания определенной дислокационной субструктуры и повышения физико-механических свойств металлов. Проведено решение тепловой задачи для дислокации колеблющейся в поле напряжений ультразвуковой волны. Получено, что в полосах скольжения при внутреннем трении может возникать большой локальный разогрев материала до 10^3 K , который сопоставим и может превышать разогрев от других механизмов тепловыделения. Микроскопический дислокационный подход позволяет рассчитать локальные температурные поля при любых технологических процессах ОМД с целью их оптимизации.

МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ ФАЗЫ ЭЛЕКТРОННОГО ТИПА В СПЛАВАХ ТИТАНА С 3d-МЕТАЛЛАМИ

Носова Г. И., Дьяконова Н. Б., Лясоцкий И. В.

ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва,
n-dyakonova@yandex.ru

Рассмотрены условия образования и структурные характеристики метастабильных фаз электронного типа, формирующихся при изменении концентрации легирующих элементов в сплавах титана с 3d элементами. Исследованы состояния, получаемые как при закалке из области ОЦК твердого раствора, так и при закалке из расплава. В зависимости от концентрации легирующих элементов в сплавах, их обработки или способа получения возможно образование следующих метастабильных фаз электронного типа: ω -фаза, несоизмерная (или диффузная) ω -фаза, квазикристаллические фазы и их аппроксиманты. Как ω -фаза, так и несоизмерная ω -фаза образуются во всех сплавах титана с 3d-металлами, а все перечисленные выше метастабильные фазы, включая квазикристаллы, обнаружены в системах титан–железо и титан–марганец. Причем несоизмерная ω -фаза в этих сплавах образуется как при закалке из области твердого раствора, так и из расплава. При переходе от состояний, полученных при закалке твердого раствора, к получаемым при закалке из расплава сохраняются закономерности изменения структурных характеристик несоизмерной ω -фазы с концентрацией.

Обсуждается влияние различных факторов на образование указанных метастабильных фаз. Делается вывод о том, что характеристики структуры метастабильных фаз, образующихся в сплавах титана с 3d металлами при близких электронных концентрациях, зависят от содержания и размеров атомов легирующих элементов.

Несоизмерная ω -фаза рассмотрена как пример особой нанокристаллической структуры, стабилизированной электронными взаимодействиями. Структура сформирована частицами 4-х ориентировок в соответствии с четырьмя различными направлениями $\langle 111 \rangle$ в кубической решетке. Такая структура метастабильна, ее характеристики (такие как размер частиц, величина статических смещений атомов, корреляция в их расположении) обратимо изменяются с температурой в области температур ниже комнатной, при которых можно пренебречь диффузионными процессами. Низкотемпературный отжиг приводит к стабилизации нанокристаллической структуры – уменьшению ее изменений с температурой, очевидно за счет взаимодействия статических смещений и упорядочения атомов разного сорта. При этом структура несколько огрубляется, оставаясь, однако, наномасштабной ($\sim 5 - 7$ нм). Аномалии электросопротивления коррелируют с изменениями характеристик нанокристаллической структуры.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, проект № 05-02-17539.

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ ЭПФ И ОЭПФ, НАВЕДЕННЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ТРЕНИРОВКОЙ, В СПЛАВАХ Ti–Ni

Рыклина Е. П., Шахина А. А., Прокошкин С. Д., Хмелевская И. Ю.

МИСиС (технологический университет)

ryklina@tmo.misis.ru

Параметры эффекта памяти формы (ЭПФ) и обратимого ЭПФ (ОЭПФ) определяются структурным состоянием сплава, которое эффективно регулируется термомеханической обработкой. В то же время, результирующий комплекс функциональных свойств, реализуемый в готовом изделии, в значительной степени определяется параметрами внешних воздействий при наведении ЭПФ и ОЭПФ (схемой нагружения, видом деформированного состояния, величиной наводимой деформации, временем выдержки под нагрузкой).

Реальные изделия технического и медицинского назначения из сплавов Ti–Ni с памятью формы, во многих случаях работают на изгиб, тем не менее, влияние внешних воздействий при наведении ЭПФ и ОЭПФ деформацией изгибом на комплекс свойств не изучено.

Кроме того, воспроизводимость свойств в тонких образцах сплавов Ti–Ni должна зависеть также от состояния поверхности, в частности, наличия или отсутствия окисной пленки.

В настоящей работе на сплавах Ti–50,0ат.%Ni и Ti–50,7ат.%Ni исследовали влияние времени старения при изотермическом отжиге, степени наводимой деформации при изгибе и времени выдержки в заневоленном состоянии на параметры ЭПФ и ОЭПФ. Сплавы подвергали холодному волочению с промежуточными отжигами. Накопленная деформация в последнем проходе составляла 30%, а конечный диаметр проволоки – 0,3 мм. Последеформационный отжиг осуществляли в интервале температур 350–700°C, варьируя время выдержки с 10 мин до 10 час. Полная наводимая деформация при изгибе составляла 7,5 – 15%, время выдержки в заневоленном состоянии 10–60 с.

Параметры ЭПФ и ОЭПФ: температурный интервал восстановления формы, наведенная деформация ε_i , обратимая деформация ε_r , остаточная деформация ε_f , обратимая деформация ОЭПФ ε_{TW} в значительной степени определяются величиной наводимой деформации ε_t , что позволяет точно регулировать результирующий комплекс параметров ЭПФ и ОЭПФ.

Увеличение времени выдержки при изотермическом отжиге (430°C, 10 мин – 10 ч) сопровождается ростом параметров ε_i , ε_r , ε_{TW} и снижением ε_{el}^r (при данной ε_t).

Увеличение времени выдержки в заневоленном состоянии при термоциклической тренировке ОЭПФ способствует повышению ε_{TW} . Другими словами, достижение требуемой величины ε_{TW} при циклическом наведении ОЭПФ возможно при меньшем количестве циклов только за счет увеличения времени выдержки под нагрузкой.

Влияние окалины на температурный интервал восстановления формы ярко выражено, но оно при этом неоднозначно, поэтому для получения воспроизводимых результатов окалину целесообразно удалять травлением.

ДИСЛОКАЦИОННЫЕ МОДЕЛИ ДВОЙНИКОВ И ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИН ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ДВОЙНИКОВАНИИ

Тялин Ю. И., Тялина В. А., Золотова Д. В.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия,
tyalin@mail.ru

Для двойниковых границ характерно ступенчатое смещение соседних двойни-
кующих дислокаций на межплоскостное расстояние h . При этом возможны несколько
дислокационных моделей двойниковых дефектов: одиночная двойниковая граница
(ГД), двойник с симметричным относительно плоскости двойникования расположени-
ем дислокаций (СД) и асимметричный двойник, составленный из границ с различным
числом дислокаций (АД). В настоящей работе численными методами анализируются
указанные модели применительно к задаче зарождения разрушения при механическом
двойниковании. При составлении уравнений равновесия дислокаций в границах учиты-
вались внешние напряжения, напряжения взаимодействия дислокаций и сопротивление
кристалла сдвигу. Рассмотрены две схемы зарождения микротрещин – в вершине за-
торможенного двойника и при взаимодействии встречных двойников.

Изучены особенности распределения дислокаций для каждой из моделей. Показа-
но, что при трансформации СД в АД дислокации, располагавшиеся симметрично отно-
сительно плоскости двойникования, смещаются в противоположные стороны и зани-
мают положения, близкие к положениям дислокаций в ГД с числом дислокаций, рав-
ным сумме дислокаций в границах двойника. Показано, что наиболее физически адек-
ватной моделью является модель АД. При анализе свободно растущих двойников,
удерживаемых только силами трения, примерно такую точность может обеспечить мо-
дель одиночной границы. При рассмотрении заторможенных двойников наилучшее
описание обеспечивают модели СД и АД.

С точки зрения зарождения трещин в застопоренных скоплениях интерес пред-
ставляет зависимость расстояния между головными дислокациями d от приложенного
напряжения τ . Показано, что последняя может быть представлена аналитическим вы-
ражением для произвольного числа дислокаций n . Подставив в него d из условия слия-
ния дислокаций, получаем критические параметры зарождения микротрещин. Критери-
ем слияния головных дислокаций при силовом подходе является достижение расстоя-
ния между ними $d = 2,41h$, а при термоактивированном зарождении – расстояния, для
которого энергия образования парного перегиба на второй дислокации глубиной $d-b$
(b – вектор Бюргера двойнивающей дислокации) составляет заданное значение (по-
рядка 2 эВ). Условия зарождения микротрещин в двойниковых дефектах получаются
менее жесткими, чем в заторможенном плоском скоплении.

Для свободно растущих двойников плотность дислокаций существенно ниже той,
которая требуется для слияния головных дислокаций ($\sim 1/d$). Рассчитывались сдвиговые
напряжения, создаваемые двойниками в плоскостях скольжения, параллельных плоско-
сти двойникования. Характер распределения напряжений позволяет на качественном
уровне объяснить особенности взаимодействия встречных двойников. Это, в частности,
их притяжение при первоначальном сближении и торможение по мере перекрытия
двойников (порядка 0,1÷0,3 их длины). Причем эффект взаимодействия проявляется
тем сильнее, чем меньше расстояние между плоскостями, в которых развиваются двой-
ники. Причиной появления микротрещин может быть наложение полей растягивающих
напряжений взаимодействующих двойников.

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

СТРУКТУРА ω -ФАЗЫ КАК КОНСТРУКЦИЯ АЛГЕБРАИЧЕСКОЙ ГЕОМЕТРИИ И ПРОМЕЖУТОЧНАЯ КОНФИГУРАЦИЯ ПРИ ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В ТИТАНЕ И ЦИРКОНИИ

Крапошин В. С., Талис А. Л.*, Нгуен Ван Тхуан

МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва,

* Институт элементоорганических соединений РАН, Москва,

kraposhin@mtu-net.ru

Аппарат классической кристаллографии принципиально недостаточен для адекватного симметричного описания мартенситных превращений, поэтому решение этой задачи потребует использования конструкций алгебраической геометрии, в частности, конечных проективных геометрий и расслоенного пространства. Превращение ГЦК-ОЦК можно рассматривать как взаимную реконструкцию координационных полиэдров этих решеток через стадию образования полиэдров промежуточной структуры A15, т.е. полиэдры Франка–Каспера с числом вершин $Z = 12$ (икосаэдр) и 14 [1]. Сама структура A15 определяется политопом $\{3,3,5\}$ (четырёхмерный аналог икосаэдра), вершины которого принадлежат объединению пяти политопов $\{3,4,3\}$. Политоп $\{3,4,3\}$ (3 октаэдрических ячейки вокруг общего ребра) является слоем в расслоении Хопфа 8-мерной решетки корней E_8 , содержащей в себе ГЦК и ОЦК решетки в качестве ее подрешеток [2]. В соответствии с этим превращение ГЦК-ОЦК можно рассматривать как определяемое расслоением Хопфа для решетки E_8 . Такой же подход использован для описания полиморфных превращений, происходящих в титане и цирконии [3]. При этом кристаллическая структура ω -фазы представлена как плотная упаковка одинаковых полиэдров с 14 вершинами. Этот полиэдр является промежуточной стадией процесса реконструкции ромбододекаэдра ОЦК решетки в полиэдр Франка–Каспера Z14 [1]. В структуре ω -фазы при этом можно выделить и объединение трех искаженных тетраэдров вокруг общего ребра, ω -фазы. Этот кластер с 11 вершинами является топологическим эквивалентом реберной фигуры политопа $\{3,4,3\}$ и определяется особой подконфигурацией конечной проективной геометрии. Изоморфная ей подконфигурация определяет 11 вершинное объединение тетраэдров из $\{3,3,5\}$, в которое этот кластер ω -фазы может быть реконструирован растяжением общего ребра трех октаэдров. Согласно [1], икосаэдр может быть трансформирован в антикубооктаэдр ГП-структуры. Таким образом выполняется превращение исходной ОЦК структуры в конечную ГП-структуру с ω -структурой в качестве промежуточной конфигурации. Свидетельством в пользу данной модели является совпадение ребер и граней 11-атомной проекции политопа $\{3,3,5\}$ с экспериментально наблюдаемыми в сплавах на основе титана и циркония компонентами ориентационных соотношений и плоскостей габитуса при превращениях $\beta \rightarrow \omega$ и $\omega \rightarrow \alpha$ [3]. Особенности кристаллической структуры ω -фазы позволили объяснить также некоторые кристаллографические и морфологические особенности мартенситных фаз в сплавах, проявляющих эффект памяти формы.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ, грант № 05-02-17141.

1. V.S.Kraposhin, A.L. Talis, J.-M. Dubois. *J. Phys.: Condens. Matter*. V. 14(2002) 8987- 8996.
2. V.Elser, N.J.Sloane, *J.Phys.A: Math. Gen.* 20 (1987) 6161-6168.
3. V. S. Kraposhin, A.L. Talis, Wang Y.-J. *Material Sci. Eng. A*, 2006, accepted for publication.

ПРОЧНОСТЬ И ЭНЕРГИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Иванов А. М.

*Институт физико-технических проблем Севера СО РАН, Якутск,
a.m.ivanov@iptpn.ysn.ru*

Создание новых материалов с улучшенными свойствами, в том числе, формированием мелко-, субмикро- и нанокристаллической структуры посредством интенсивной пластической деформации, является одним из важных направлений современного материаловедения. Помимо определения стандартных характеристик прочности и пластичности полученных таким способом металлических материалов с уникальными физико-механическими свойствами, представляет интерес оценка их энергоемкости в различных структурных состояниях. Это связано с тем, что определение энергетических затрат при пластическом деформировании, предшествующем разрушению, необходимо для оценки несущей способности элементов конструкций. Энергия деформации может быть использована в качестве характеристики поведения материала в зоне пластических деформаций, что особенно важно, поскольку удельная энергия пластической деформации затрачивается на процессы предразрушения при квазихрупком и вязком разрушении металлических материалов.

В данной работе мелкозернистое состояние, повышение микротвердости и прочности конструкционной стали СтЗсп достигнуто посредством равноканального углового прессования (РКУП) заготовок размером $\varnothing 19,7 \times 100$ мм. Прессование производилось по различным маршрутам и разным числе циклов при угле пересечения каналов 120° и температуре 673 и 773 К.

Для определения среднего размера зерна была использована световая микроскопия, использовался оптический микроскоп «Neophot 32». Микротвердость определяли с помощью микротвердомера «LM 700». Механические испытания стандартных цилиндрических образцов проводились на универсальной испытательной машине «Инстрон 1195».

Для исследования влияния структурного состояния проведен сопоставительный анализ удельной энергии деформации при статическом растяжении образцов стали СтЗсп в исходном состоянии и после РКУП.

Энергетический анализ кривой деформации материала показал существенное изменение удельной энергии деформации для упрочненной стали по сравнению с материалом с крупнокристаллической структурой, что показывает изменение способности материала к необратимому поглощению энергии.

Таким образом, удельная энергия деформации существенным образом зависит от состояния структуры. Удельную энергию деформации можно использовать в качестве характеристики разрушения. Предельные значения удельной энергии деформации будут характеризовать предельную энергоемкость материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке проекта №4.11.1 по Программе фундаментальных исследований №12 ОЭММиПУ РАН.

НАНОКОМПОЗИТНЫЕ И НАНОСТРУКТУРНЫЕ СВЕРХТВЁРДЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Ti-Si-B-N

Коротаев А. Д.¹, Тюменцев А. Н.², Пинжин Ю. П.², Овчинников С. В.²,
Мошков В. Ю.¹, Борисов Д. П.³, Савостиков В. М.³, Оскомов К. В.⁴

¹ Томский Государственный Университет, Томск, Россия

² Институт Физики Прочности и Материаловедения Со РАН, Томск, Россия

³ Государственная организация «ТехноТрон», Томск, Россия

⁴ Институт Сильноточной Электроники Со РАН, Томск, Россия

ovm@spti.tsu.ru

К настоящему времени, по существу, предложена лишь одна экспериментально и теоретически обоснованная концепция формирования стабильных сверхтвёрдых нанокompозитных PVD (Physical vapour deposition) или CVD (Chemical vapour deposition) покрытий, основанная на реализации механизма спинодального распада в системе нитрид переходного металла – аморфный ковалентный нитрид [1]. Вместе с тем, жёсткость требований к технологическим условиям, необходимым для осуществления такого распада [1], и возможность изменения в широких пределах параметров осаждения покрытий с целью активизации иных механизмов упрочнения, делают актуальным дальнейшие исследования для данных и более сложных, многокомпонентных систем элементов.

В этой связи, в данной работе методом электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, измерения микро- и нанотвердости исследованы особенности взаимосвязи тонкой структуры с изменением прочностных свойств наноструктурных и нанокompозитных покрытий Ti-Si-B-N с высоким содержанием примесей кислорода и углерода. Покрытия были получены с использованием промышленного магнетрона типа "Мир" при общем давлении газовой смеси (Ar + N₂) ~ 0,12 Па и парциальном давлении азота ~ 0,04 Па.

Показано, что в условиях низкотемпературного ($T = 200^0$ C) нанесения покрытий формируется двухуровневая зеренная структура с фрагментацией зерен размером (0,1–0,3) мкм на субзерна размером (15–20) нм и наличием текстуры {200}. С использованием методики [2] определения компонент тензора изгиба-кручения обнаружены высокие градиенты ориентации кристаллической решётки покрытия в плоскости фольги и сделана оценка соответствующей данному структурному состоянию величины плотности избыточных дислокаций одного знака до $\sim 10^{12}$ см⁻².

С увеличением содержания кремния формируются бестекстурные покрытия с размером зерна кристаллической фазы менее 15 нм и высокой аморфной составляющей, либо аморфно-кристаллическая структура. При температурах нанесения покрытий (400–450)⁰ C наблюдается нанокompозитная структура с размером зерна $d = (10–15)$ нм и отсутствием текстуры. Для всех изученных составов и условий получения обнаруживается кристаллическая фаза типа Ti_{1-x}Si_xN с параметром решетки $a = (0,416–0,420) \pm 0,001$ нм. При оптимальных составах и условиях синтеза значения твердости превышают (40–50) ГПа. На основе полученных результатов обсуждается природа высокой твёрдости исследуемых покрытий. Высказано предположение о возможности достижения сверхтвёрдости при многофазных зернограничных прослойках толщиной более 1 нм.

1. Veprék S., Veprék-Heijman M.G.S., Kovrankova P. and al // Thin Solid Films, 2005. 476. p. 1-29.
2. Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Суховаров В.Ф. Дисперсное упрочнение тугоплавких металлов. Новосибирск.: Наука. 1989. с. 211.

ПРЕДМАРТЕНСИТНЫЕ ЭФФЕКТЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ МАРГАНЦА

Маркова Г. В., Завьялова Г. Ф.

Тульский государственный университет, Тула

Многие металлы, сплавы и соединения, испытывающие мартенситные превращения (МП), отличаются аномальным изменением некоторых физических и механических свойств в предпереходной области состояний. Наиболее выражены предпереходные аномалии в материалах перед структурными превращениями, по своему характеру близкими к фазовым переходам 2-го рода. Предпереходные явления фиксируются методами неупругого рассеяния нейтронов, дифракцией рентгеновских лучей, электронной микроскопией, а также методами механической спектроскопии.

Получены температурные зависимости внутреннего трения (ВТ) и резонансной частоты в области температур термоупругого МП в сплавах на основе интерметаллида 50Mn50Ni и магнито-структурного перехода в высокомарганцевых сплавах системы Mn–Cu. Термоупругое МП сопровождается формированием фазового максимума ВТ и аномальным изменением упругих констант [1]. Все исследованные сплавы проявляют предпереходные аномалии, заключающиеся в повышенном рассеянии энергии при температурах несколько выше точки M_S и в резком снижении упругих констант и образовании фазового ΔE -эффекта на ТЗМУ. В соответствии с подходами, развитыми в [2], это происходит вследствие образования несоразмерных промежуточных структур. При охлаждении температура начала подъема высокотемпературной ветви фазового пика ВТ над уровнем фона (T_Q) для сплавов MnNi совпадает с температурой начала заметного отклонения ТЗМУ от нормального вида (T_E). При легировании интерметаллида MnNi титаном или алюминием температура МП существенно снижается и наблюдается отчетливая тенденция увеличения температурного интервала решеточной нестабильности ($T_E - M_S$) от 8 до 60 °С.

В сплавах системы Mn–Cu начало роста ВТ наблюдается на 15...35 °С выше температуры мартенситного превращения, в то же время температура начала обнаружения предмартенситного поведения упругих модулей лежит на 70...85 °С выше точки M_S .

Вместе с тем, величина фазового ΔE -эффекта в сплавах Mn–Cu много больше (до 48%), чем в сплавах MnNi (11–16%). Проанализирована зависимость величины ΔE -эффекта и температурного интервала ($T_E - M_S$) от режима термической обработки сплавов. Показано, что наложение магнитного поля напряженностью до $2,5 \cdot 10^4$ А/м влияет на ВТ в области температур, предшествующих МП в легированных сплавах MnCu. Предложен механизм, связывающий дополнительное рассеяние энергии с формированием состояния некомпенсированного антиферромагнетика в области предпереходных температур состаренных сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ №05-02-96700

1. R.de Batist, in: R.W.Cahn, P.Haasen, E.I.Kramer (Eds.) Material Science and Technology; 2B, VCH, Weinheim, 1994, p.159.
2. Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана. Структура и свойства. - М.: Наука, 1992.-160 с.

ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД ВЮРТЦИТ–СФАЛЕРИТ ПРИ ХОЛОДНОМ ПРЕССОВАНИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ CdTe И Cd_{1-x}Zn_xTe

Колесников Н. Н., Борисенко Е. Б., Борисенко Д. Н., Кведер В. В., Гартман В. К., Гнесин Б. А.

¹Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка,
borisenk@issp.ac.ru

В связи с развитием нанотехнологий открываются новые возможности создания материалов из широкозонных полупроводниковых соединений II-VI для инфракрасной оптики и детекторов ионизирующих излучений.

В настоящей работе изучены микроструктура, фазовые переходы и некоторые механические свойства новых керамических материалов CdTe и Cd_{1-x}Zn_xTe, изготовленных из нанопорошков, и рассмотрены перспективы их практического применения.

Нанопорошки теллурида кадмия и теллурида цинка-кадмия получали путем осаждения из газовой фазы в потоке гелия, скорость которого составляла 1000–1500 мл/мин, с использованием реактора с источником испарения. Исследования с помощью просвечивающей электронной микроскопии показали, что размеры частиц полученных нанокристаллов составляют 7 и 10 нм в случае CdTe и Cd_{1-x}Zn_xTe, соответственно. По данным рентгеновского микроанализа, порошки Cd_{1-x}Zn_xTe содержали от 4 до 10 ат. % цинка.

Нанопорошки CdTe и Cd_{1-x}Zn_xTe компактировали на машине Instron с одним активным пуансоном, с нагрузкой от 20 до 600 МПа при комнатной температуре. Время выдержки под нагрузкой варьировалось от нескольких секунд до 30 мин. В результате прессования была получена керамика, плотность которой составляла от 92 до 98 % рентгеновской плотности соответствующего соединения, в зависимости от величины нагрузки и времени выдержки.

С помощью рентгеновского фазового анализа было установлено, что полученные нанопорошки представляют собой двухфазную смесь, содержащую, в основном, стабильную кубическую модификацию с решеткой сфалерита и до 10 об.% метастабильной гексагональной фазы с решеткой вюртцита.

Приложение нагрузки приводит к полиморфному превращению в стабильную кубическую фазу. Для получения наиболее плотной керамики CdTe (98 % рентгеновской плотности) требуется приложение давления 600 МПа, а для получения столь же плотной керамики Cd_{0,9}Zn_{0,1}Te требуется давление 400 МПа. При этом в случае чистого CdTe полиморфное превращение завершено полностью, а керамика Cd_{0,9}Zn_{0,1}Te содержит не менее 5 % гексагональной фазы.

Выводы:

1. Впервые получена высокоплотная керамика CdTe и Cd_{1-x}Zn_xTe.
2. Обнаружено, что под нагрузкой происходит переход из метастабильной гексагональной фазы, присутствующей в нанопорошке, в стабильную кубическую фазу. При этом переход завершается полностью только при значительных нагрузках.
3. Исследован ряд свойств керамик, полученных по нанопорошковой методике.

ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СПЕКТР СИГНАЛОВ АЭ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 20

Черняева Е. В., Мерсон Д. Л.*, Мещеряков Д. Е.*

СПбГУ, Санкт-Петербург, lena@smel.math.spbu.ru

* ТГУ, Тольятти

Регистрация сигналов акустической эмиссии (АЭ) в процессе индентирования позволяет микроразрушающим способом судить о физико-механических свойствах контролируемого материала. Значительная доля информации о механизмах пластической деформации и разрушения содержится в спектре сигналов АЭ. В настоящей работе предпринята попытка оценить влияние предварительной деформации (т.е. исчерпания

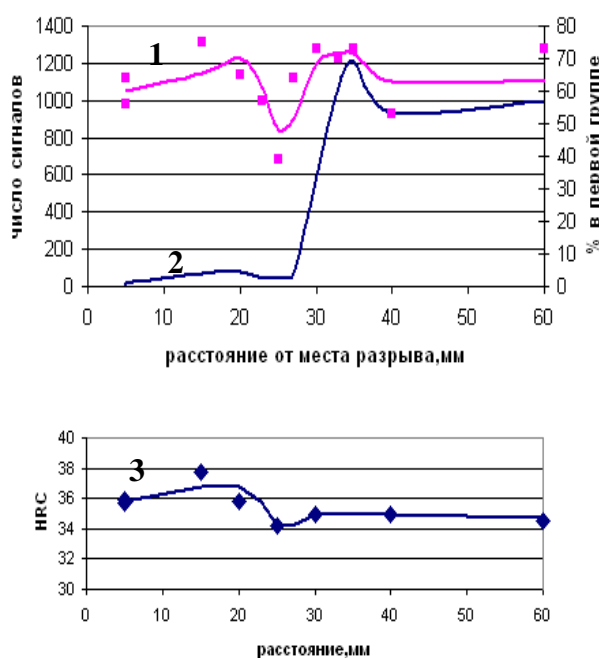


Рис. Зависимость общего числа сигналов АЭ (кривая 2), процента сигналов в 1-й группе (1) и твердости (3) от расстояния до места разрушения образца.

пластичности) на спектральный состав сигналов АЭ.

В качестве объекта для исследования была выбрана сталь 20. Стандартный образец (толщиной 2 мм) после закалки от 980 °С в воду и отпуска в течение часа при 350 °С был подвергнут одноосному растяжению до разрушения. Индентирование образца осуществляли твердосплавным конусом и одновременно регистрировали сигналы АЭ. Предполагалось, что материал вблизи шейки был продеформирован на максимальную величину, тогда как с противоположной стороны (в области лопатки) его состояние было близко к исходному.

Для каждого укола индентором все зарегистрированные сигналы АЭ были рассортированы на группы, исходя из принципа подобия формы кривых спектральной плотности, т.е. в предположении, что сигналы со сходными кривыми спектральной плотности имеют единую природу происхождения.

Основные результаты и выводы заключаются в следующем.

1. Количество регистрируемых сигналов АЭ и их спектр существенно зависит от степени предварительной деформации: чем меньше степень деформации, тем больше регистрируется сигналов АЭ (отличие достигает двух порядков) и тем более разнообразен их спектр.
2. Процент сигналов в 1-й (наиболее представительной) группе и твердость имеют явную корреляцию (рис.).
3. В зоне максимальной деформации в силу эффекта Кайзера число сигналов АЭ минимально, т.к. сигналы, связанные с пластической деформацией, отсутствуют (исчерпаны предварительной деформацией). Единичные сигналы в этой зоне относятся к процессам микроразрушения.
4. Большинство сигналов АЭ при индентировании материала без предварительной деформации связано с пластическим деформированием, их спектральный состав существенно отличается от сигналов АЭ, зарегистрированных при индентировании в области шейки образца.

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ СИСТЕМЫ ТРЕЩИН

Мельниченко А. С.

Московский институт стали и сплавов, Москва,
asmeln@yandex.ru

Предложена компьютерная модель роста трещины в результате слияния зародышевых микротрещин под действием внешнего растягивающего напряжения.

Зародышевые трещины длиной m и плотностью ρ случайным образом размещались на площадке размерами axb , к которой прикладывалось растягивающее напряжение s , нормальное к оси исходных трещин. С учетом результатов теоретического анализа [1, 2] рассматривалось только парное взаимодействие трещин. Считалось, что под действием напряжения s , пара трещин может слиться, если величина упругой энергии в зоне разгрузки вновь образовавшейся трещины превышает работу деформации в области слияния между смежными концами исходных трещин. Множественность взаимодействия трещин учитывалась тем, что слияние считалось невозможным, если один из внутренних концов сливающихся трещин оказывался в области упругой разгрузки любой из остальных трещин. Если данная трещина могла потенциально слиться сразу с несколькими другими, то для реального слияния выбиралась ближайшая к ней трещина.

Рассматривалось два варианта динамики слияния трещин. В первом – после слияния одной пары трещин новая образовавшаяся трещина вводилась в ансамбль взаимодействующих трещин, и процесс выбора следующей пары повторялся с учетом новой трещины. При втором варианте на каждом шаге допускалось объединение всех способных к слиянию независимо расположенных пар трещин, после чего все новые трещины вводились в ансамбль взаимодействующих трещин, и процесс повторялся. Работа программы прекращалась, если не находилось ни одной пары способных к слиянию трещин или наибольшая трещина достигала критической при данном напряжении s длины (по критерию Гриффитса) или длина наибольшей трещины достигала $2/3$ размера полигона.

Первый вариант динамики слияния приводил к преимущественному росту одной трещины, при втором часто наблюдалось параллельное развитие нескольких трещин до тех пор, пока одна не попадала в область разгрузки другой. Во многих случаях оба варианта динамики приводили к одинаковой окончательной конфигурации трещин.

Исследуется характеристики устойчивости системы трещин при заданном напряжении s в зависимости от длины m и плотности ρ исходных трещин и размеров площадки моделирования.

1. Штремель М.А. // ФММ, 2001. Т.91. №3. С.9.
2. Штремель М.А. // Физическая мезомеханика, 2004. Т.7. №6. С.11.

STRUCTURE AND LOW TEMPERATURE MAGNETIC PROPERTIES OF NANOSTRUCTURED NiMnFeGa FERROMAGNETIC SHAPE MEMORY ALLOY PRODUCED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION

Khovailo V.V.¹⁾, Koledov V.V.¹⁾, Korolyov A.V.²⁾, Mulyukov Kh.Y.³⁾,
Musabirov I.I.³⁾, Runov V.V.⁴⁾, Shavrov V.G.¹⁾

¹⁾ *Institute of Radioengineering and electronics of RAS, Moscow,*
shavrov@mail.cplire.ru

²⁾ *Institute of Metal Physics of UrD RAN, Ekaterinburg,.*

³⁾ *Institute of Superplasticity of Metals and Alloys, Ufa,*

⁴⁾ *Petersburg Nuclear Physics Institute, Russian Academy of Sciences, Gatchina*

During last years much attention has been paid to study of the interaction of magnetic and structure subsystems in ferromagnetic Heusler alloy Ni₂MnGa. Recently It was shown in different experiments that the ferromagnetic order disappears in response to artificial nanostructure or amorphous state production in the alloy [1,2]. The amorphous NiMnGa films have demonstrated very low magnetic field susceptibility with plane temperature dependence, which have been attributed to Pauli paramagnetism [1]. But the low temperature properties of nanostructured NiMnGa Heusler alloy produced by severe plastic deformation have not been studied yet.

The purpose of the present paper is the measurements of low magnetic field properties of the Ni_{2.14}Mn_{0.81}Fe_{0.05}Ga polycrystalline alloy samples treated by severe plastic deformation at pressure up to 7 GPa with 10π turns. The hysteretic type peculiarity on the temperature dependence is found near 40 K, compared to Curie temperature 380 K and martensitic transition temperature at 340 K in bulky sample. This behavior is thought to be attributed to antiferromagnetic or week ferromagnetic state transition of the nanostructured alloy.

The neutron diffraction studies are planned in order to clarify further the physical nature of the nanostructural state of the alloy.

This work was partially supported by Russian Foundation for Basic Research Grants Nos. 04-02-81058, 06-02-16266, 06-02-16984 by RFBR-JSPS joint project No. 05-02-19935.

1. K.W.Kim, Y.V.Kudryavtsev, et al. IEEE Trans. On Magnetics, 40 (2004) 2775.
2. R.N.Imashev, Kh.Y.Mulyukov, et al. J.Phys.:Condens.Matter **17** (2005) 2129.

ТЕРМООБРАБОТКА TiNi ПРОВОЛОКИ ДЛЯ КОНТРАЦЕПТИВОВ

Рубаник В. В.¹⁾, Дородейко В. Г.²⁾, Рубаник В. В. мл.³⁾, Милюкина С. Н.³⁾

¹⁾ *Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

²⁾ *ЗАО МП «Симург», Витебск, Беларусь*

³⁾ *Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь*
ita@vitebsk.by

Определены оптимальные режимы термообработки проволоки из никелида титана с целью задания ей требуемой формы и сверхупругих свойств, которую использовали для изготовления контрацептивов.

Задание изделию требуемых функциональных свойств осуществляли с помощью термической обработки, для чего предварительно исследовали влияние различных режимов термообработки на характеристические температуры и псевдоупругость. Образцы отжигали при 250÷550 °С в воздушной среде в течение 30 минут и подвергали закалке. Характеристические температуры определяли методом дифференциальной сканирующей калориметрии (DSC 822e). Скорость нагрева и охлаждения образцов составляла 10 °С/мин. Псевдоупругие характеристики материала определяли методом трёхточечного изгиба (нагружение – разгружение) образцов в рабочем диапазоне температур 34–36 °С. Для разработки контрацептива была использована проволока из никелида титана состава Ti–50,8ат.%Ni диаметром 0,54 мм в которой прямой и обратный фазовые переходы осуществляются по схеме B2→R→B19’.

Установлено, что характер изменения характеристических температур в зависимости от термообработки носит нелинейный характер. Увеличение температуры отжига от 250 до 400 °С незначительно увеличивает температуры A_c . Термообработка при 500 °С вызывает значительное подавление псевдоупругости в материале и приводит к увеличению A_n до 35÷36 °С, что связано с образованием стабильной мартенситной фазы деформации. Напротив, после термической обработки при 550 °С температура A_c составляет 27÷28 °С, а остаточная пластическая деформация – 0,2 % при деформировании образцов до 6 %. Следует отметить, что в аустенитном состоянии, где псевдоупругость составляет 5÷6 % , разгружение, даже при небольших начальных деформациях (<1%), происходит с заметным гистерезисом и приводит к появлению остаточной деформации.

Экспериментально установлено, что максимальное закрепление конечной формы контрацептива обеспечивается при температурах отжига 500÷550 °С. Для окончательной термической обработки материала был выбран режим отжига при 550 °С в течение 30 минут с последующей закалкой в воде как оптимальный для задания формы и псевдоупругих характеристик в рабочем диапазоне температур.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА TiNi СПЛАВА ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Рубаник В. В.¹⁾, Клубович В. В.¹⁾, Реснина Н. Н.²⁾, Рубаник О. Е.¹⁾, Андреев В. А.³⁾,
Милюкина С. Н.⁴⁾, Рубаник В. В. мл.⁴⁾

¹⁾ *Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь*

²⁾ *Санкт Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия*

³⁾ *ЗАО «Промышленный центр МАТЭКС», Москва, Россия*

⁴⁾ *Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь*

ita@vitebsk.by

В работе [1] для получения биметаллических конструкций, одним из элементов которых является сплав TiNi, предложено использовать сварку взрывом. Такая технология позволяет получать композитные материалы, сочетающие функции исполнительного механизма с эффектом памяти формы и контртела.

Исследования кинетики термоупругих превращений методами дифференциальной сканирующей калориметрии показали, что сварка взрывом приводит к сильному увеличению температурных интервалов как прямого, так и обратного превращений и уменьшению скрытой теплоты фазового перехода, что связано с сильной пластической деформацией материала при сварке.

Для восстановления термоупругих свойств образцы подвергали отжигу при температуре 500 °С, что приводило к восстановлению температурных интервалов мартенситных превращений. В зависимости от продолжительности отжига прямое превращение проходило в одну, две или три стадии по схеме В2–В19'. Обратный переход во всех случаях реализуется в две стадии. При этом скрытая теплота превращения увеличивалась с 0,3 до 9,5 Дж/г.

Таким образом, установлено, что за счет подбора режимов термообработки можно полностью восстановить термоупругие свойства TiNi сплава, подвергнутого высокоскоростной деформации сваркой взрывом.

1. Получение соединений металл-сплав с ЭПФ с помощью высокоскоростного деформирования / В.В.Клубович, В.В.Рубаник, В.В.Рубаник мл., И.В.Петров // XVI Петербургские чтения по проблемам прочности: Сб. тез.- СПб., 2006.- С. 277.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА СООТНОШЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ БЫСТРОЗАКАЛЕННОГО СПЛАВА Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅

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

ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва; glezer@imphmsk.ru

**Московский инженерно-физический институт (Государственный университет)*

Эффективность применения сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ) в качестве функциональных элементов термоприводов (актюаторов) в значительной степени увеличивается, если существует приемлемое соотношение электросопротивления R элемента с ЭПФ и степени его деформации ξ . Ранее проведенные исследования взаимосвязи R и ξ в быстрозакаленных лентах из сплава Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ при термоциклировании под постоянной нагрузкой показали, что может быть получена практически линейная зависимость $R(\xi)$. При этом был обнаружен очень узкий гистерезис этой зависимости при нагрузках 50–75 МПа.

В данной работе проведено исследование R и ξ быстрозакаленных лент из двух сплавов Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅, несколько отличающихся условиями получения. ЭПФ инициировался за счет пропуска электрического тока. На каждом образце было выполнено до 5000 термоциклов в интервале мартенситного превращения при нагрузке 50 МПа и установлено, что линейная зависимость $R(\xi)$ сохраняется с увеличением количества циклов. В то же время обнаружена незначительная пластическая деформация порядка 0,05%, появляющаяся на первых 1000 циклах и возрастающая с номером цикла. На основании полученных результатов можно сделать вывод, что быстрозакаленные ленты из сплава Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅ являются многообещающим материалом для создания актюаторов на основе ЭПФ.

FEATURES OF SUPERPLASTIC FLOW OF ALLOYS

Myshlyayev M. M.

*Institute Of Solid State Physics, RAS, Chernogolovka,
Baikov Institute of Metallurgy and Material Science, Moscow,
myshlyae@issp.ac.ru*

Features of mechanical and microstructural behaviour under high strain rate superplastic flow of ECA pressed Al-Mg-Li-Zr alloy have been studied by tensile straining, X-ray diffraction analysis, transmission electron microscopy, scanning electron microscopy, including back electron scattering diffraction and orientation image microscopy, technique. Multistage flow has been shown. The data showing intra-grain sliding during the hardening stage and dynamic recrystallization with participation of grain boundary sliding and migration during the softening stage have been obtained.

The support from the RFBR (Projects 04-02-16129 and 04-02-97261) is appreciated.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ СМАЧИВАНИЯ И ПРЕДПЛАВЛЕНИЯ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН В СИСТЕМЕ Al – Zn

Когтенкова О. А., Страумал Б. Б., Протасова С. Г., Мазилкин А. А.*,
Чеппе Т.*, Земба П.*

*Институт физики твердого тела РАН, Черногоровка, 142432 Московская область
* Институт металлургии и металловедения ПАН, 30059 Краков, Польша
koololga@issp.ac.ru*

Зернограничные фазовые переходы смачивания были изучены в поликристаллах Al-Zn с различным содержанием цинка. Было обнаружено, что выше 620°C все границы зерен в твердой фазе, богатой алюминием, были смочены жидкой фазой. Ниже 440°C границ зерен, смоченных жидкой фазой, не наблюдалось. Таким образом, были определены минимальная и максимальная температуры зернограничного фазового перехода смачивания. Между 440 и 620 °C доля смоченных границ зерен постепенно увеличивается с увеличением температуры от 0 до 100 %. Коноды зернограничного смачивания продолжаются в однофазной области твердого раствора как линии зернограничного солидуса. Между линиями объемного солидуса и зернограничного солидуса с помощью просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения наблюдались тонкие прослойки жидкоподобной фазы, устойчивой на границе, но неустойчивой в объеме. Появление такой жидкоподобной фазы на границах при температуре на 10–20 °C ниже температуры объемного солидуса наблюдалось и с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии. Сформулирована гипотеза о том, что зернограничные фазовые переходы предсмачивания или предплавления могут объяснить необычное явление высокоскоростной сверхпластичности, наблюдаемое в системах Al-Mg-Zn в узком температурном интервале непосредственно под линией объемного солидуса.

Авторы благодарят РФФИ (проекты 04-03-32800 и 05-02-16528), INTAS (проекты 03-51-3779 и 05-109-4951), Миннауки и образования ФРГ (проект RUS 04/014), проект сотрудничества между Польской и Российской академиями наук.

ВЛИЯНИЕ ФАСЕТИРОВАНИЯ НА МИГРАЦИЮ ГРАНИЦ ЗЕРЕН [10 $\bar{1}$ 0] И [11 $\bar{2}$ 0] В ЦИНКЕ

Горнакова А. С., Сурсаева В. Г., Страумал Б. Б.

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка,
alenahas@issp.ac.ru*

Границы зерен являются важным элементом структуры поликристаллов. Их свойства, и, в частности, подвижность во время роста зерен, обуславливает стабильность мелко- и нанокристаллических материалов.

До самого недавнего времени влияние анизотропии границ зерен на их подвижность практически не было изучено из-за большой сложности этой проблемы. Однако реальная граница зерен при своем движении очень часто фасетируется. Фасетирование или переход «огранка – потеря огранки» можно рассматривать как фазовый переход, в ходе которого изначально гладкая поверхность распадается на плоские участки, суммарная энергия которых меньше, чем энергия исходной поверхности. Это явление давно известно и достаточно хорошо изучено для внешних поверхностей раздела [1]. Нас заинтересовало, как влияет фасетирование на движущуюся границу зерна, и первые результаты уже опубликованы [2, 3]. Встают вопросы: какова кристаллография фасеток, которые появляются и исчезают с увеличением и понижением температуры, и можно ли предсказать появление тех или иных фасеток при определенной температуре.

Наши работы проводились на аттестованных бикристаллах и трикристаллах цинка с симметричными границами наклона [11 $\bar{2}$ 0] и [10 $\bar{1}$ 0], и различными углами разориентации. Цинк обладает важным преимуществом для изучения огранки границ зерен: кристаллическая решетка цинка гексагональна, и поэтому этот металл весьма анизотропен. Анизотропия цинка позволяет также наблюдать за смещением и формой границы *in-situ* в поляризованном свете. Такие наблюдения проводились в специально сконструированной ячейке к оптическому микроскопу.

В наших работах был выявлен ряд закономерностей:

- Длина фасетки сокращается с увеличением температуры.
- Переход «огранка – потеря огранки» обратим.
- Фасетки тормозят движение границы.
- Наши расчеты показали, что энергия активации движения границы с фасеткой ниже энергии активации движения границы без фасетки.

Проведение дальнейших работ позволит набрать статистику о фасетировании границ зерен. Одно из возможных применений нашим работам – это предсказание и контроль аномального роста зерен.

Авторы благодарят РФФИ (проект РФФИ – ННИО 06 02 17257) и INTAS (проекты 03-51-3779, 04-83-3659).

1. Bonzel H.P. 3D equilibrium crystal shapes in the new light of STM and AFM. *Physics Reports* 385, 2003, p. 1-67
2. Straumal B.B., Rabkin E., Sursaeva V.G., Gornakova A.S. Faceting and migration of twin grain boundaries in zinc. *Z. Metallkd.* 96 (2005) 2, p. 161-166
3. Straumal B.B., Sursaeva V.G., Gornakova A.S. Influence of faceting-roughening on triple junction migration in zinc. *Z. Metallkd.* 96 (2005) 10, p. 1147-1151

ЛАТУНИ И СПЛАВЫ Sn–Pb ДЛЯ РЕСТАВРАЦИИ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИСТОРИЧЕСКИХ ОРГАНОВ

Страумал Б. Б.^{1,4,5}, Фризель М.², Аслунд А.³, Баретцки Б.⁴, Калниньш Я.⁵

¹ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московской обл., Россия,*
straumal@issp.ac.ru

² *Технологический университет им. Чалмерса, Гетеборг, Швеция,*
friesel@fy.chalmers.se

³ *Университет Гетеборга, Центр органного искусства, Гетеборг, Швеция,*
aaslund@musik.gu.se

⁴ *Институт металловедения об-ва им. Макса Планка, Штутгарт, Германия*
baretzky@mf.mpg.de

⁵ *Органная мастерская Угале, Угале, Латвия*
janis.kalnins@fix.lv



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

В работе описываются результаты исследования микроструктуры и свойств материалов для изготовления органых труб, идентичных историческим (в основном – сплавов олово–свинец). Описываются разработанные методы литья и последующей механической обработки, позволившие построить в Гетеборге в церкви Оргрите Ниа Кирка орган, воспроизводящий архитектуру и акустические параметры органов, построенных органным мастером Арпом Шнитгером в соборе Любека и церкви св. Якова в Гамбурге. Обсуждаются подходы и методы последующей работы по воссозданию не только сплавов олово–свинец для органых (безязычковых) труб, не имеющих подвижных

элементов, но и сплавов медь–цинк для воссоздания материалов для колеблющихся язычков органических язычковых труб, в частности, для церкви в Угале (Латвия) и церкви Святого Духа в Вильнюсе.

Авторы благодарят за финансовую поддержку программу CRAFT Европейской комиссии (проект COOP-CT-2004-005876 TRUESOUND), ИНТАС (проект 05-96-4643) и Миннауки и образования ФРГ и РФ (проект RUS 04/014).

РАЗУПРОЧНЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Когтенкова О. А., Мазилкин А. А., Протасова С. Г., Страумал Б. Б., Валиев Р. З.*

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка,

** Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа*
koololga@issp.ac.ru

В работе исследовались структура и фазовый состав сплавов Al–Zn, Al–Mg и Al–Mg–Zn в состоянии до и после интенсивной пластической деформации (ИПД). Деформация осуществлялась методом кручения под высоким давлением с истинной деформацией ~6. Установлено, что в результате ИПД размер зерен Al, Zn, а также обнаруженных в структуре β и τ фаз, значительно уменьшается, достигая нанометрического размера. При этом пересыщенный твердый раствор Zn в Al полностью распадается, достигая равновесного состояния, соответствующего комнатной температуре. Распад менее выражен для сплавов, содержащих магний. На основе полученных экспериментальных данных сделан вывод о возможных механизмах этого процесса. Измерение микротвердости выявило разупрочнение исследуемых сплавов в результате деформации, связанное с распадом пересыщенного твердого раствора.

Авторы благодарят РФФИ (проекты 06-02-32875, 05-02-16528), INTAS (проекты 03-51-3779, 05-109-4951.), Миннауки и образования ФРГ (проект RUS 04/014).

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ СОСТОЯНИЯ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА ДЕФОРМАЦИОННУЮ СПОСОБНОСТЬ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА

Полонский Я. А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва
jpoint@pisem.net

Когезивная прочность межфазных границ карбид–аустенитная матрица является ключевым фактором, обеспечивающим запас пластичности при деформации высоколегированных литых жаропрочных сплавов с карбидным упрочнением. Анализ опыта эксплуатации показывает, что разрушение изделий происходит макрохрупким образом, преимущественно, по зернограничным цепочкам карбидов. При этом фактором разру-

шения, преимущественно, являются не малые значения сопротивляемости материала длительной прочности и ползучести, а недостаточный запас пластичности, реализуемый при работе материала в случаях кратковременного превышения расчетных параметров эксплуатации.

Оптимальной методикой испытания признан трехточечный квазистатический изгиб. Образцы изготовлены так, чтобы зона и направление действия растягивающих напряжений соответствовали реализуемым при эксплуатации. Температурное влияние эксплуатации моделировалось выдержками на нескольких ступенях в интервале рабочих температур с последующим быстрым и медленным охлаждением.

Разрушение образцов происходило во всех случаях макрохрупко, однако на их торцевых поверхностях образовались заметные волны деформации; характерные выраженные системы полос скольжения наблюдались как внутри отдельных зерен, так и распространяющиеся чрез межзеренные цепочки карбидов. Таким образом, подтверждено, что межфазная граница изначально имеет значительную когезивную прочность и запас пластичности. Зарождение микротрещин по межфазным границам контролируется не только когезией, но и аккомодационной способностью зернограницных частиц; оба фактора сложным образом зависят от количества и распределения дисперсных вторичных карбидов.

Особенно неблагоприятно образование множественных довыделений вблизи крупных зернограницных частиц, что сковывает аккомодационные процессы внутризеренной деформации и приводит к зарождению трещин внутри крупных зернограницных карбидов в отсутствие заметной макродеформации. Полученные результаты коррелируют с испытаниями на длительную прочность в течение 2–5 тысяч часов. Установлено, что в случае равномерного распределения выделений вторичных карбидов по телу аустенитных зерен, кривые ползучести имеют выраженную стадию ускоренной ползучести. Материал с выделениями вторичных карбидов, сосредоточенных у зернограницных прослоек, разрушается на второй стадии.

Построение температурной зависимости корреляции структурной неоднородности и мест локализации деформации и разрушения, реализующихся при имитационном нагружении, позволяет в разумном приближении проводить мониторинг вклада когезивной прочности межфазных границ в общее сопротивление деформации крупнокристаллических литых структур.

Именной указатель

Абросимова Г.Е.	101	Гончарова Н.В.	61
Алексеева Л.Е.	21	Горельский В.А.	125
Алпатов Д.М.	116	Горнакова А.С.	165
Альшиц В.И.	15-17	Грабовецкая Г.П.	52
Андреев В.А.	162	Грачев С.В.	131
Антонова О.В.	91	Григорьева Н.А.	89
Анциферов А.В.	133	Гришков В.Н.	137, 138
Арендаренко А.А.	54	Громова А.В.	39
Арисова В.Н.	73	Громов В.Е.	32-38, 40-42, 65, 76
Аристова И.М.	101	Грязнов А.С.	144, 145
Аслунд А.	166		
Аэро Э.Л.	96	Данейко О.И.	89, 90
		Даринская Е.В.	15-17
Баев А.С.	21	Дегтярев М.В.	67
Баретцки Б.	166	Демерс В.	139
Батурин А.А.	138	Демидов А.В.	44
Белозеров Е.В.	60	Демьянов Б.Ф.	40
Белоусов Н.Н.	66, 134	Денисов Е.К.	116
Березовская В.В.	130	Дитенберг И.А.	140
Бледнова Ж.М.	98, 99	Дмитриевский А.А.	19
Борисенко Д.Н.	158	Добаткин С.В.	139
Борисенко Е.Б.	158	Додонова Е.В.	13
Борисов Д.П.	156	Долгушева Е.Б.	97
Браиловский В.	139	Дородейко В.Г.	161
Будовских Е.А.	37, 38	Дубовицкий А.В.	100, 101
Быстрицкий В.С.	135	Дударев Е.Ф.	137
		Дудник Е.А.	63, 64
Валиев Р.З.	167	Дьяконова Н.Б.	127, 151
Вержаковская М.А.	123	Дьяконов Д.Л.	127
Верченев А.А.	112, 113		
Вершинина Т.Н.	29	Емалетдинов А.К.	147-150
Виноградова Л.А.	68	Ермаков А.Е.	60
Власова Е.Н.	127	Ерофеева С.А.	17
Волкова Г.К.	47	Ефимов О.Ю.	32
Володин В.Л.	76		
Володин Т.В.	76	Жгилев И.Н.	108
Воробьев С.В.	35	Жданов А.Н.	12
Воронова Л.М.	67	Желтов М.А.	112-117
Воронцова Р.И.	88	Жилин В.М.	141
Вьюненко Ю.Н.	124	Жиров Г.И.	13, 14
		Журбенко П.Н.	124
Гаркушин Г.В.	27		
Гартман В.К.	158	Завьялова Г.Ф.	157
Глезер А.М.	6, 7, 20, 163	Завьялова О.Я.	131
Глезер Г.М.	3	Загинайченко С.Ю.	92, 93
Гнесин Б.А.	158	Зайченко С.Г.	7
Головин Ю.И.	19, 30, 102	Замулаева Е.И.	136
Головин Ю.М.	135	Зверькова И.И.	100, 101
Гольцова М.В.	13, 14	Зельдович В.И.	108, 109

Земба П	164	Коротаев А.Д.	140, 156
Золотов А.Е.	116, 117	Коршак В.Ф.	87, 88
Золотова Д.В.	153	Коршунов Л.Г.	110
Иванов А.М.	155	Котречко С.А.	138
Иванова И.И.	10	Крапошин В.С.	154
Иванов В.Е.	105	Красильников В.В.	45
Иванов М.Б.	29	Кузнецов С.И.	75
Иванов Ю.Ф.	32, 33, 37-39, 42, 65	Кулаков В.И.	100, 101
Иволгин В.И.	103	Купрекова Е.И.	118
Имашев Р.Н.	119	Курилюк А.Н.	23, 24
Инаекян К.Э.	139	Кустов А.И.	71, 72
Казаков А.А.	112-115	Лебедев Ю.А.	135
Казо И.Ф.	95	Лебедкин М.А.	116, 117
Калабушкин А.Е.	48	Левашов Е.А.	136
Калетина Ю.В.	107	Леонов А.В.	50, 59
Калниньш Я.	166	Литвинов М.Ю.	54
Канель Г.И.	27	Литвинов Ю.М.	54
Кареев С.И.	163	Литовченко Н.А.	122
Карпенко С.В.	58	Лоладзе Л.В.	47
Карпинский Д.Н.	15	Лотков А.И.	137, 138
Кведер В.В.	158	Людчик О.Р.	48
Киреева И.В.	69, 118	Лясоцкий И.В.	127, 151
Кириллов А.М.	26	Мазилкин А.А.	164, 167
Кириллов Р.А.	25	Мазилкин А.А.	167
Кисель В.П.	78-83	Макара В.А.	23, 95
Клевцова Н.А.	94	Макаров А.В.	110
Клевцов Г.В.	94	Макаров А.Г.	44
Климашин С.И.	34	Макаров С.В.	142, 143
Климова К.В.	118	Малиновская В.А.	31
Клубович В.В.	162	Малыгина И.Ю.	110
Ковалевская Т.А.	89, 90	Мальцева Л.А.	131, 132
Коваленко В.В.	35, 40, 42	Мальцева Т.В.	131
Ковнеристый Ю.К.	136	Манаенков С.Е.	20
Когтенкова О.А.	164, 167	Маркова Г.В.	157
Козлов Э.В.	11, 12, 18, 31, 34, 36	Матысина З.А.	92, 93
Колдаева М.В.	15, 16	Махнева Т.М.	61, 62
Коледов В.В.	161	Мацокин В.П.	121
Колесников Н.Н.	158	Мацокин Д.В.	121
Колобов Ю.Р.	18, 29, 52	Мейснер Л.Л.	122, 138
Колупаева С.Н.	90	Мейснер С.Н.	122
Кольченко Ю.Л.	23, 24	Мелехов С.А.	103
Кондратьева И.А.	119	Мельникова Е.Н.	52
Конева Н.А.	11, 12, 18	Мельниченко А.С.	160
Коновалов С.В.	33, 42, 65	Мерсон Д.Л.	159
Константинова Т.Е.	47	Метлов Л.С.	133, 134
Коренков В.В.	30, 102, 105, 106	Мещеряков Д.Е.	159
Корниенко Н.Е.	8	Мигель И.А.	72
Корниенко Н.Е.	9	Микрюков В.Р.	33, 41
Королев А.В.	161	Милюкина С.Н.	161, 162
Королев Ю.М.	135	Мирзаев Д.А.	146

Михей В.Н.	48	Пушкарев Б.Е.	51
Михлик Д.В.	116, 117	Разоренов С.В.	27
Мишин И.П.	29	Реснина Н.Н.	162
Могутнов Б.М.	4	Рогова А.А.	125
Молоканов В.В.	136	Родионов Д.П.	91
Мошков В.Ю.	156	Ройтбурд А.Л.	6
Мощенская Е.Ю.	53	Рубаник В.В.	161, 162
Мулюков Х.Я.	119, 161	Рубаник В.В.мл.	161, 162
Мусабилов И.И.	119, 161	Рубаник О.Е.	162
Мышевский И.С.	98	Рублинецкая Ю.В.	53
Мышляев М.М.	164	Рунова М.К.	129
Науменко С.Н.	23, 24	Рунов В.В.	129, 161
Нгуен Ван Тхуан	154	Рыклина Е.П.	152
Нейман А.А.	122	Рюмшина Т.А.	47
Никоненко Е.Л.	18	Саблукова И.В.	75
Новиков В.Ю.	28	Савостиков В.М.	156
Носова Г.И.	5, 151	Савотченко С.Е.	45, 46
Овсянников А.В.	138	Садовская И.В.	137
Овчинников С.В.	156	Сазонова В.А.	91
Озерец Н.Н.	131	Самарский Д.С.	73
Осинская Ю.В.	123	Санников С.В.	15
Оскомов К.В.	156	Свиридова Т.А.	136
Панкова М.Н.	70	Седова Н.В.	106
Панов А.В.	146	Седых В.Д.	100, 101
Панченко Е.Ю.	128	Семин А.П.	33
Пахомова И.Н.	121	Сивоха В.П.	122
Пачин И.М.	144, 145	Сивцова П.А.	126
Первухина О.Л.	77	Сивцов И.А.	126
Пермякова И.Е.	20	Синяев Д.В.	40
Петржик Е.А.	15, 17	Скакун С.Н.	27
Петржик М.И.	136	Скворцова Н.П.	86
Петров А.Л.	75	Скворцов В.Н.	54
Петрунин В.А.	41	Слепушкин В.В.	53
Печковский Э.П.	10	Солодова И.Л.	110
Пинжин Ю.П.	140, 156	Соснин О.В.	41
Плотников В.А.	142-145	Сталевич А.М.	44
Плужникова Т.Н.	25, 26	Старостенков Б.Ф.	40
Плужников С.Н.	26	Старостенков М.Д.	63, 64
Поверинова Г.В.	102	Стебленко Л.П.	23, 24
Поздняков В.А.	84, 85	Степаненко М.А.	99
Покоев А.В.	123, 129	Страумал Б.Б.	164-167
Поликарпов В.М.	48, 135	Стрелецкий А.Н.	59
Полонский Я.А.	167	Сурков А.С.	138
Попов А.Ю.	95	Сурсаева В.Г.	165
Попова Н.А.	18, 31, 34, 36	Суськина Е.Л.	53
Портной В.К.	49, 50	Сучкова Н.Ю.	19
Прокофьев С.И.	141	Счастливец В.М.	107
Прокошкин С.Д.	139, 152	Сычева О.А.	75
Протасова С.Г.	164, 167	Табатчикова Т.И.	91
		Табаченко А.Н.	137

Талис А.Л.	154	Цвиркун О.А.	37, 38
Тарасова Е.Ю.	75	Целлермаер В.Я.	41
Татьянин Е.В.	139	Целлермаер И.Б.	42, 65
Твердохлебова А.В.	128	Цыпленков И.Н.	54
Терещенко Н.А.	146	Чащухина Т.И.	67
Тимофеева Е.Е.	128	Чеппе Т.	164
Тихонькова О.В.	36	Чернобук С.В.	95
Толотаев М.В.	19	Чернов В.М.	140
Третьяков К.В.	49	Чернов И.П.	118
Тришкина Л.И.	11, 12	Черняева Е.В.	159
Трубицын В.Ю.	97	Чжан Дянь	122
Трыков Ю.П.	73	Чиванов А.В.	25
Турская Т.Н.	16	Чинокалов В.Я.	32, 39
Тюменцев А.Н.	120, 140, 156	Чумляков Ю.И.	69, 118, 128
Тюрин А.И.	101-103	Шавров В.Г.	161
Тялина В.А.	153	Шарипов И.З.	119
Тялин Ю.И.	153	Шахмина А.А.	152
Удовенко И.В.	45	Шахназаров А.Ю.	55-57
Уймин М.А.	60	Шахназаров К.Ю.	55-57
Устиновщиков Ю.И.	51	Шашурин Г.В.	43
Ушаков И.В.	48	Шеляков А.В.	163
Фадеева В.И.	50	Шепелевич В.Г.	126
Федоров В.А.	25, 26	Шехтман В.Ш.	100, 101
Федотов С.А.	50	Шибков А.А.	111-117
Филатов А.В.	138	Шипша В.Г.	109
Фирстов С.А.	10	Шорохов Е.В.	108
Фишгойт А.В.	43	Шуба Я.В.	140
Фокина Е.А.	107	Шуклинов А.В.	114-117
Фризель М.	166	Щур Д.В.	92, 93
Фролова Н.Ю.	108	Юнак М.А.	101
Фролова О.А.	94	Юрова О.В.	46
Хамидуллин И.Н.	149	Юрьев А.Б.	32, 33, 39
Хлебникова Ю.В.	91	Яковлева И.Л.	146
Хлебников В.В.	103	Яшников В.П.	74
Хмелевская И.Ю.	139, 152		
Ховайло В.В.	161		
Хомская И.В.	108, 109		
Хорев И.Е.	125		
Хрущов М.М.	43		
		Dahmen U.	141
		Johnson E.	141

Содержание

Глезер Г.М. (Москва) ОТЕЧЕСТВЕННАЯ НАУЧНАЯ ШКОЛА ФИЗИЧЕСКОГО МЕТАЛЛОВЕДЕНИЯ В РУСЛЕ ЕВРОПЕЙСКОЙ ШКОЛЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ ФИЗИКИ (А. КУНДТ – В. РЕНТГЕН – А. Ф. ИОФФЕ – Г. В. КУРДЮМОВ).	3
Могутнов Б.М. (Москва) РАЗВИТИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ ПО ФИЗИЧЕСКОЙ ХИМИИ В ШКОЛЕ АКАДЕ- МИКА Г. В. КУРДЮМОВА	4
Носова Г.И. (Москва) РОЛЬ Ю.А. БАГАРЯЦКОГО В РАЗВИТИИ ТОНКИХ СТРУКТУРНЫХ ИССЛЕДО- ВАНИЙ В ИМФМ	5
Ройтбурд А.Л. (Мэриленд, США) УПРУГИЕ ДОМЕНЫ: ОТ МАРТЕНСИТА ДО САМООРГАНИЗОВАННЫХ НАНОСТРУКТУР	6
Глезер А.М. (Москва) ЧТО ТАКОЕ «ИНТЕНСИВНАЯ» ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ?	6
Зайченко С.Г., Глезер А.М. (Москва) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ВЯЗКО-ХРУПКОГО ПЕРЕХОДА В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ МЕТАЛЛ-МЕТАЛЛОИД.	7
Корниенко Н.Е. (Киев/Украина) НЕЛИНЕЙНО-ВОЛНОВАЯ КОНЦЕПЦИЯ ПЛАВЛЕНИЯ И ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ СТРУКТУРЫ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	8
Корниенко Н.Е. (Киев/Украина) НЕЛИНЕЙНО-ВОЛНОВЫЕ МЕХАНИЗМЫ УПРУГОСТИ И ПРОЧНОСТИ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	9
Фирстов С. А., Печковский Э. П., Иванова И. И. (Киев/ Украина) НАНОЛАМИНАТЫ – СЛОИСТЫЕ КЕРАМИЧЕСКИЕ МАТЕРИАЛЫ: ИЗГОТОВЛЕНИЕ, УПРАВЛЕНИЕ СТРУКТУРОЙ И МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	10
Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Конева Н.А. (Томск) ЭФФЕКТ ХОЛТА В УПРОЧНЕНИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	11
Конева Н.А., Жданов А.Н., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. (Томск, Барнаул) ГРАНИЦЫ ЗЕРЕН И ИХ РОЛЬ В ЭВОЛЮЦИИ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	12
Гольцова М.В, Жиров Г.И., Додонова Е.В. (Донецк/Украина) ИНДУЦИРОВАННЫЕ ВОДОРОДОМ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ: КЛАССИФИКАЦИЯ, КИНЕТИКА И СТРУКТУРНЫЕ МЕХАНИЗМЫ	13
Жиров Г.И., Гольцова М.В. (Донецк/Украина) ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ НАБЛЮДЕНИЕ ТЕРМО- БАРО- УПРУГО- ДИФфуЗИОННОГО РАВНОВЕСИЯ α - И β -ФАЗ ПРИ ГИДРИДНОМ ФАЗОВОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В СИСТЕМЕ ПАЛЛАДИЙ-ВОДОРОД	14
Карпинский Д.Н., Санников С.В. (Ростов-на-Дону) ВЛИЯНИЕ РАСТВОРЕННОГО ВОДОРОДА НА ЭВОЛЮЦИЮ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ ПРИ СМЕШАННОЙ МОДЕ НАГРУЖЕНИЯ	15
Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В., Петржик Е.А. (Москва) О ПРИРОДЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ НА МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ЦГК	15
Колдаева М.В., Турская Т.Н., Даринская Е.В., Альшиц В.И. (Москва) ПРОЯВЛЕНИЕ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В МОНОКРИСТАЛЛАХ ГИДРОФТАЛАТОВ ЩЕЛОЧНЫХ МЕТАЛЛОВ	16

Альшиц В.И., Даринская Е.В., Петржик Е.А., Ерофеева С.А. (Москва) ТЕРМОАКТИВАЦИОННОЕ ДВИЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ InSb В МАГНИТНОМ ПОЛЕ	17
Козлов Э.В., Никоненко Е.Л., Попова Н.А., Конева Н.А., Колобов Ю.Р. (Томск, Белгород) ВЛИЯНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА Ni-Co-Al, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ	18
Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Сучкова Н.Ю., Толотаев М.В. (Тамбов) О РОЛИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПОД ИНДЕНТОРОМ В ПРОЦЕССЕ РАДИАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ КРЕМНИЯ	19
Глезер А.М., Пермьякова И.Е., Манаенков С.Е. (Москва) ОТКЛИК ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ АМОРФНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe-Ni-B ПРИ НАНОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ	20
Алексеева Л.Е., Баев А.С. (Москва) МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ТРИПП-СТАЛЕЙ В ХОЛОДНОКАТАНОЙ ЛЕНТЕ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ В УПРУГОЙ ОБЛАСТИ И УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ.	21
Макара В.А., Стебленко Л.П., Кольченко Ю.Л., Науменко С.Н., Курилюк А.Н. (Киев/Украина) МАГНИТОМЕХАНИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И ОСОБЕННОСТИ ЕГО РЕЛАКСАЦИИ В КРИСТАЛЛАХ КРЕМНИЯ	23
Макара В.А., Стебленко Л.П., Курилюк А.Н., Кольченко Ю.Л., Науменко С.Н. (Киев/Украина) ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТОМЕХАНИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА ПРИ РАДИАЦИОННОМ ОБЛУЧЕНИИ КРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ	24
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов Р.А., Чиванов А.В. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ УФ ИЗЛУЧЕНИЯ НА РЕЛАКСАЦИОННЫЙ РОСТ УПРУГОГО ДВОЙНИКА В ИСЛАНДСКОМ ШПАТЕ	25
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Плужников С.Н., Кириллов А.М. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА НА КОЛИЧЕСТВЕННЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ДВОЙНИКОВАНИЯ ОЦК СПЛАВА Fe+3,25%Si	26
Гаркушин Г.В., Разоренов С.В., Канель Г.И., Скаун С.Н. (Черноголовка) ПОЛИМОРФНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПРОЧНОСТНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ АРМКО-ЖЕЛЕЗА ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ.	27
Новиков В.Ю. (Москва) РОСТ ЗЕРЕН В МАТЕРИАЛАХ С ПОДВИЖНЫМИ ЧАСТИЦАМИ ВТОРОЙ ФАЗЫ	28
Иванов М.Б., Колобов Ю.Р., Вершинина Т.Н., Мишин И.П. (Белгород, Томск) СТРУКТУРА И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6	29
Головин Ю.И., Коренков В.В. (Тамбов) ФАЗЫ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ В ДИНАМИЧЕСКИХ НАНОКОНТАКТАХ	30
Малиновская В.А., Попова Н.А., Козлов Э.В. (Томск) СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 20X2H4A В РЕЗУЛЬТАТЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ	31
Ефимов О.Ю., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Чинокалов В.Я., Громов В.Е. (Новокузнецк) ФОРМИРОВАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ЧУГУННЫХ ВАЛКАХ ПРИ ПЛАЗМЕННОМ УПРОЧНЕНИИ	32
Микрюков В.Р., Юрьев А.Б., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е., Семин А.П. (Новокузнецк) ВРЕМЕННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТИ СТРОИТЕЛЬНОЙ СТАЛИ	33
Климашин С.И., Попова Н.А., Козлов Э.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ В ЗАКАЛЕННОЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ	34

Воробьев С.В., Коваленко В.В., Громов В.Е. (Новокузнецк) ПОВЫШЕНИЕ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТНОЙ ДОЛГОВЕЧНОСТИ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОВЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ	35
Тихонькова О.В., Попова Н.А., Козлов Э.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) КАРБИДООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ВЫСОКОМ ОТПУСКЕ СЛОЖНОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	36
Цвиркун О.А., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОАЛИТИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗА	37
Цвиркун О.А., Будовских Е.А., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк) ФОРМИРОВАНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА И ДЕФЕКТНОЙ СУБСТРУКТУРЫ ЗОНЫ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО АЛИТИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗА	38
Юрьев А.Б., Громова А.В., Иванов Ю.Ф., Чинокалов В.Я. (Новокузнецк) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ВОЛОЧЕНИИ МАЛОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ	39
Синяев Д.В., Демьянов Б.Ф., Коваленко В.В., Старостенков Б.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк, Барнаул) ИССЛЕДОВАНИЕ СТАБИЛЬНОСТИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ Ni ₃ Fe	40
Петрунин В.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е., Микрюков В.Р. (Новокузнецк) ДИСЛОКАЦИОННЫЙ УРОВЕНЬ В СТАЛИ 35ГС И ВРЕМЯ ЕЕ ЭКСПЛУАТАЦИИ	41
Петрунин В.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е., Соснин О.В. (Новокузнецк) ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТЬ В СТАЛИ В КОМБИНАЦИИ С ЧИСТО УСТАЛОСТНЫМИ ЭФФЕКТАМИ	41
Целлермаер И.Б., Коваленко В.В., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЗОНЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВЛИЯНИЯ ПЕРЛИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ЭЛЕКТРОННЫМИ ПУЧКАМИ	42
Хрущов М.М., Фишгойт А.В., Шашурин Г.В. (Москва) ОЦЕНКА ПАРАМЕТРОВ КИНЕТИКИ ТРЕЩИН ВБЛИЗИ СТРУКТУРНЫХ НЕСОВЕРШЕНСТВ СПЛАВА ЭП741НП ПРИ ИСПЫТАНИИ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ	43
Демидов А.В., Макаров А.Г., Сталевич А.М. (Санкт-Петербург) ОПРЕДЕЛЕНИЕ СПЕКТРАЛЬНО-ВРЕМЕННЫХ РАСПРЕДЕЛЕНИЙ, СООТВЕТСТВУЮЩИХ РЕЛАКСАЦИОННЫМ ПЕРЕХОДАМ В ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛАХ	44
Красильников В.В., Савотченко С.Е., Удовенко И.В. (Белгород) К ВОПРОСУ МОДЕЛИРОВАНИЯ РОСТА ТОНКИХ ПЛЕНОК ПОД ОБЛУЧЕНИЕМ	45
Савотченко С.Е., Юрова О.В. (Белгород) МОДЕЛЬ ДВИЖЕНИЯ ФРОНТА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ, АКТИВИРОВАННОЙ ДИФфуЗИОННЫМ ПОТОКОМ	46
Рюмшина Т.А., Волкова Г.К., Лоладзе Л.В., Константинова Т.Е. (Донецк/Украина) ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОГО ДАВЛЕНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВЕ Ti- 5Al-5Mo-5V	47
Ушаков И.В., Людчик О.Р., Калабушкин А.Е., Михай В.Н., Поликарпов В.М. (Тамбов, Минск/Беларусь, Санкт-Петербург) ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА 82КЗХСР ПОДВЕРГНУТОГО ТЕРМИЧЕСКОЙ ПЕЧНОЙ И ИМПУЛЬСНОЙ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКЕ	48
Портной В.К., Третьяков К.В. (Москва) ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ В СИСТЕМАХ Me-Al (Me – Ni, Co, Fe)	49

Портной В.К., Леонов А.В., Фадеева В.И., Федотов С.А. (Москва) ФОРМИРОВАНИЕ ДВОЙНЫХ КАРБИДОВ ПЕРОВСКИТНОГО ТИПА В СИСТЕМЕ Ni–Al–C ПРИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ	50
Устиновщиков Ю.И., Пушкарев Б.Е. (Ижевск) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ "УПОРЯДОЧЕНИЕ-РАССЛОЕНИЕ" И "ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК" НА ПРИМЕРЕ СПЛАВОВ "ЖЕЛЕЗО-ПЕРЕХОДНЫЙ МЕТАЛЛ"	51
Грабовецкая Г.П., Колобов Ю.Р., Мельникова Е.Н. (Томск, Белгород) ЗАКОНОМЕРНОСТИ И МЕХАНИЗМЫ ПОЛЗУЧЕСТИ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti–6Al–4V	52
Рублинецкая Ю.В., Слепушкин В.В., Суськина Е.Л., Мощенская Е.Ю. (Самара) ВЗАИМОСВЯЗ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА С ДИАГРАММОЙ СОСТАВ–ТОК	53
Арендаренко А.А., Литвинов М.Ю., Литвинов Ю.М., Скворцов В.Н., Цыпленков И.Н. (Москва, Зеленоград) ПЛАСТИЧНОСТЬ И ТЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ПЛАСТИН САПФИРА, ОРИЕНТИРОВАННЫХ ПО ПЛОСКОСТЯМ (0001) И (10 $\bar{1}$ 2)	54
Шахназаров К.Ю., Шахназаров А.Ю. (Санкт-Петербург) АБСОЛЮТНЫЙ МАКСИМУМ ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ ДОЭВТЕКТОИДНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ~ 0,5 % C КАК СЛЕДСТВИЕ НАЛИЧИЯ ФАЗЫ ~ Fe ₄₂ C	55
Шахназаров К.Ю., Шахназаров А.Ю. (Санкт-Петербург) ТЕТРАГОНАЛЬНОСТЬ МАРТЕНСИТА, ИЗМЕНЕНИЕ ЕГО МОРФОЛОГИИ И ПЛАСТИЧНОСТИ КАК СЛЕДСТВИЕ НАЛИЧИЯ ФАЗЫ ~ Fe ₄₂ C	56
Шахназаров К.Ю., Шахназаров А.Ю. (Санкт-Петербург) ЭФФЕКТ «ПАМЯТИ ЖИДКОСТИ» — ПРИЧИНА АНОМАЛИЙ СВОЙСТВ СТАЛЕЙ, СИЛУМИНОВ И ЛАТУНЕЙ	57
Карпенко С.В. (Нальчик) МЕТАЛЛИЗАЦИЯ ПРОЗРАЧНЫХ ИОННЫХ КРИСТАЛЛОВ – ОДИН ИЗ ВОЗМОЖНЫХ МЕХАНИЗМОВ СОБСТВЕННОГО ОПТИЧЕСКОГО ПРОБОЯ	58
Леонов А.В., Стрелецкий А.Н. (Москва) МЕХАНИЧЕСКОЕ СПЛАВЛЕНИЕ Ni/Ta и Ni/Nb. ОБРАЗОВАНИЕ АМОРФНОЙ ФАЗЫ И ЕЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИЯ.	59
Белозеров Е.В., Уймин М.А., Ермаков А.Е. (Екатеринбург) ВЫСОКОПРОЧНЫЕ МАГНИТОТВЕРДЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ FeCrCo	60
Гончарова Н.В., Махнева Т.М. (Ижевск) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ Fe–Cr–Ni В ВОЗДУШНОЙ СРЕДЕ	61
Махнева Т. М. (Ижевск) ОБРАТНОЕ МАРТЕНСИТНОЕ $\alpha \rightarrow \gamma$ -ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛИ 08X15H5Д2Т ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ (ИПД)	62
Старостенков М.Д., Дудник Е.А. (Барнаул, Рубцовск) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АНТИФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА СТРУКТУРУ УПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ СПЛАВОВ A ₃ B	63
Старостенков М.Д., Дудник Е.А. (Барнаул, Рубцовск) РОЛЬ ВАКАНСИОННЫХ ДЕФЕКТОВ В ПРОЦЕССЕ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ В СПЛАВЕ Cu ₃ Au	64
Целлермаер И.Б., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е. (Новокузнецк, Томск) ФОРМИРОВАНИЕ ЗОНЫ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ В ЗАКАЛЕННОЙ СТАЛИ 65Г ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ	65
Белоусов Н.Н. (Донецк/Украина) СТРУКТУРНО-ФАЗОВАЯ НЕОДНОРОДНОСТЬ И НЕСТАЦИОНАРНОСТЬ ТЕЧЕНИЯ ГЦК МАТЕРИАЛОВ ПОСЛЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ.	66

Чашухина Т.И., Дегтярев М.В., Воронова Л.М. (Екатеринбург) О ВЛИЯНИИ ДИФФУЗИОННЫХ И БЕЗДИФФУЗИОННЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НА ОБРАЗОВАНИЕ И ЭВОЛЮЦИЮ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	67
Виноградова Л.А. (Москва) ОБРАТНОЕ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ ПРИ ШЛИФОВАНИИ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5.	68
Киреева И.В., Чумляков Ю.И. (Томск) ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ $\gamma - \epsilon - \alpha'$ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ С НИЗКОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ	69
Панкова М.Н. (Москва) КЛАССИФИКАЦИЯ ГРУППИРОВОК КРИСТАЛЛОВ МАРТЕНСИТА ОХЛАЖДЕНИЯ {15 10 3} В СТАЛЯХ И СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА	70
Кустов А.И. (Воронеж) ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В КРИСТАЛЛАХ С ПОМОЩЬЮ СКАНИРУЮЩЕГО АКУСТИЧЕСКОГО МИКРОСКОПА	71
Мигель И.А., Кустов А.И. (Воронеж) ИЗУЧЕНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК КРИСТАЛЛОВ, ВЛИЯЮЩИХ НА ИХ ПРОЧНОСТЬ, МЕТОДАМИ АКУСТОМИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ДЕФЕКТΟΣКОПИИ	72
Арисова В.Н., Самарский Д.С., Трыков Ю.П. (Волгоград) ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ДИФФУЗИИ ПРИ СОЗДАНИИ ПО КОМПЛЕКСНОЙ ТЕХНОЛОГИИ ЖАРОПРОЧНОГО СЛОЙСТОГО МАГНИЕВО- АЛЮМИНИЕВОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО КОМПОЗИТА	73
Яшников В.П. (Москва) ТЕОРЕТИКО-ГРУППОВЫЕ ПРИНЦИПЫ ТЕКСТУРНОГО АНАЛИЗА ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.	74
Кузнецов С.И., Тарасова Е.Ю., Петров А.Л., Саблукова И.В., Сычева О.А. (Самара, Новокуйбышевск) ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЧАСТИЦ НА СТРУКТУРНО – ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В Al ₂ O ₃ .	75
Володин Т.В., Володин В.Л., Громов В.Е. (Новокузнецк) СТРУКТУРА И СВОЙСТВА СТАЛИ Р6М5 ПОСЛЕ ИМПУЛЬСНЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ	76
Первухина О.Л. (Черноголовка) ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛА МЕДИ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОМ НАГРУЖЕНИИ	77
Кисель В. П. (Черноголовка) СИЛА ЛОРЕНЦА ОПРЕДЕЛЯЕТ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ВОДЕ (ПО ДАННЫМ РАБОТЫ [1])	78
Кисель В. П. (Черноголовка) СВЕТ КАК ИСТОЧНИК ДЕФОРМАЦИИ. ФОТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ВОДЕ (ПО ДАННЫМ РАБОТЫ [1])	80
Кисель В. П. (Черноголовка) СИЛА ЛОРЕНЦА ОПРЕДЕЛЯЕТ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В КРИСТАЛЛАХ И ПРИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ	81
Кисель В. П. (Черноголовка) ПОВОРОТ-РАЗРЫВ МОЛЕКУЛЯРНЫХ СВЯЗЕЙ, СКОЛЬЖЕНИЕ И ПЕРЕПОЛЗАНИЕ СТУПЕНЕК НА ДИСЛОКАЦИЯХ ОПРЕДЕЛЯЮТ ИХ ИСХОДНО СКАЧКООБРАЗНОЕ ДВИЖЕНИЕ И ПРЕРЫВИСТОЕ ПЛАСТИЧЕСКОЕ ТЕЧЕНИЕ	82
Кисель В. П. (Черноголовка) О РЕШАЮЩЕЙ РОЛИ ЛОКАЛИЗАЦИИ УПРОЧНЕНИЯ ВЕЩЕСТВА В МЕХАНИЗМЕ СВЕРХПРОВОДИМОСТИ	83

Поздняков В.А. (Москва) КАРТЫ СТРУКТУРНЫХ МЕХАНИЗМОВ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.	84
Поздняков В.А. (Москва) ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛОВ.	85
Скворцова Н.П. (Москва) ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ФТОРИДА БАРИЯ	86
Коршак В.Ф. (Харьков/Украина) МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ, СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В УСЛОВИЯХ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	87
Коршак В.Ф., Воронцова Р.И. (Харьков/Украина) ЭФФЕКТ РАЗУПРОЧНЕНИЯ СВЕРХПЛАСТИЧНОЙ ЭВТЕКТИКИ ПРИ ПОВТОРНОМ НАГРУЖЕНИИ В ОБЛАСТИ МАЛЫХ ДЕФОРМАЦИЙ	88
Григорьева Н.А., Данейко О.И., Ковалевская Т.А. (Томск) ФОРМИРОВАНИЕ ЗОН СДВИГА В ГЕТЕРОФАЗНЫХ МАТЕРИАЛАХ. МОДЕЛЬ И ЭКСПЕРИМЕНТ.	89
Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н. (Томск) МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВОВ С Г.Ц.К. КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ, СОДЕРЖАЩЕЙ НЕДЕФОРМИРУЕМЫЕ ДИСПЕРСНЫЕ ЧАСТИЦЫ	90
Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Сазонова В.А., Табатчикова Т.И., Антонова О.В. (Екатеринбург) КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ $\beta \rightarrow \alpha$ -ПЕРЕХОДА В ОРИЕНТИРОВАННЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ КОБАЛЬТА	91
Щур Д.В., Матысина З.А., Загинайченко С.Ю. (Донецк/Украина, Днепропетровск/ Украина) ФОРМИРОВАНИЕ ВНЕДРЕННЫХ КРАУДИОНОВ В КРИСТАЛЛАХ	92
Загинайченко С.Ю., Матысина З.А., Щур Д.В. (Донецк/Украина, Днепропетровск/ Украина) ИССЛЕДОВАНИЕ ГЛАДКОСТИ И ШЕРОХОВАТОСТИ МЕЖФАЗЫ В СИСТЕМЕ КРИСТАЛЛ-РАСПЛАВ	93
Клевцов Г. В., Клевцова Н. А., Фролова О. А. (Оренбург) МЕХАНИЗМЫ РАЗРУШЕНИЯ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ НАГРУЖЕНИЯ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПЛАСТИЧЕСКИХ ЗОНАХ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ	94
Попов А.Ю., Казо И.Ф., Макара В.А., Чернобук С.В. (Киев/Украина) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПРОЦЕССЕ СИНТЕЗА КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДОВ И БОРИДОВ ТИТАНА И ГАФНИЯ С УЛЬТРАДИСПЕРСНЫМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ УГЛЕРОДА	95
Аэро Э.Л. Санкт-Петербург) МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ СТРУКТУРНОЙ ПРОЧНОСТИ И РАЗРУШЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ	96
Трубицын В.Ю., Долгушева Е.Б. (Ижевск) ВЛИЯНИЕ АНГАРМОНИЧЕСКИХ КОЛЕБАНИЙ НА СТРУКТУРНУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ β -Zr ПОД ДАВЛЕНИЕМ	97
Бледнова Ж.М., Мышевский И.С. (Краснодар) КОЛИЧЕСТВЕННАЯ ПАРАМЕТРИЗАЦИЯ И АНАЛИЗ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ ШВОВ, ЛЕГИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛАМИ С ЭПФ.	98
Бледнова Ж.М., Степаненко М.А. (Краснодар) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ НА ПРОЧНОСТНЫЕ И МУЛЬТИФРАКТАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ СТАЛИ С TiNi ПОКРЫТИЕМ	99

Седых В.Д., Шехтман В.Ш., Зверькова И.И., Дубовицкий А.В., Кулаков В.И. (Черноголовка) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В $\text{LaMnO}_{3+\delta}$	100
Аристова И.М., Седых В.Д., Абросимова Г.Е., Зверькова И.И., Дубовицкий А.В., Шехтман В.Ш., Кулаков В.И. (Черноголовка) ФОРМИРОВАНИЕ НАНОЧАСТИЦ $\text{LaMnO}_{3+\delta}$ ПРИ ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ	101
Тюрин А.И., Юнак М.А. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОРЕЛЬЕФА В ЗОНЕ КОНТАКТА ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ	101
Головин Ю. И., Тюрин А. И., Коренков В.В., Поверинова Г. В. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ВЯЗКО-ХРУПКИЙ ПЕРЕХОД В Si И Ge ПРИ ДЕЙСТВИИ ВЫСОКИХ ЛОКАЛЬНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ	102
Тюрин А.И., Иволгин В.И., Хлебников В.В., Мелехов С.А. (Тамбов) СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ПММА В СУБМИКРООБЪЕМЕ ПРИ НАНОКОНТАКТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	103
Коренков В.В., Иванов В.Е. (Тамбов) СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СПЛАВА TiNi ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ ЛОКАЛЬНОМ НАГРУЖЕНИИ	105
Коренков В.В., Седова Н.В. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ ИОННОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ СПЛАВА TiNi НА СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СУБМИКРОННОЙ ТОЛЩИНЫ	106
Калетина Ю.В., Счастливцев В.М., Фокина Е.А. (Екатеринбург) О ВЛИЯНИИ МАГНИТНЫХ ПОЛЕЙ НА СПЛАВЫ С ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ КИНЕТИКОЙ МАРТЕНСИНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ	107
Хомская И.В., Фролова Н.Ю., Зельдович В.И., Шорохов Е.В., Жгилев И.Н. (Екатеринбург, Снежинск) ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕДИ ПОСЛЕ ДИНАМИЧЕСКОГО КАНАЛЬНО-УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	108
Хомская И.В., Зельдович В.И., Шипша В.Г. (Екатеринбург, Санкт-Петербург) ВЛИЯНИЕ РАСПАДА β -ТВЕРДОГО РАСТВОРА НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ Cu-Al-Mn С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	109
Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л., Малыгина И.Ю. (Екатеринбург) ЭВОЛЮЦИЯ ПРИ НАГРЕВЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СТРУКТУР, СФОРМИРОВАННЫХ ТРЕНИЕМ НА ПОВЕРХНОСТИ УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ	110
Шибков А.А. (Тамбов) ДИНАМИКА ФОРМИРОВАНИЯ МЕЗОСТРУКТУР НЕРАВНОВЕСНОГО РОСТА ЛЬДА	111
Шибков А.А., Желтов М.А., Казаков А.А., Верченев А.А. (Тамбов) МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ БОКОВЫХ ВЕТВЕЙ ДЕНДРИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ	112
Шибков А.А., Желтов М.А., Казаков А.А., Верченев А.А. (Тамбов) СОБСТВЕННОЕ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЕ ИЗЛУЧЕНИЕ РАСТУЩЕГО ЛЬДА	113
Шибков А.А., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Казаков А.А. (Тамбов) ДИНАМИКА И СТАТИСТИКА ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ ВО ЛЬДЕ	114
Шибков А.А., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Казаков А.А. (Тамбов) САМООРГАНИЗУЮЩАЯСЯ КРИТИЧНОСТЬ В ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМ СИГНАЛЕ – ПРЕДВЕСТНИКЕ МАКРОСКОПИЧЕСКОГО РАЗРУШЕНИЯ ЛЬДА	115

Шибков А.А., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Денисов Е.К., Алпатов Д.М., Золотов А.Е., Михлик Д.В., Лебедкин М.А. (Тамбов, Черноголовка) КОМПЛЕКС МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЯ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ	116
Шибков А.А., Желтов М.А., Шуклинов А.В., Золотов А.Е., Михлик Д.В., Лебедкин М.А. (Тамбов, Черноголовка) СКАЧКООБРАЗНАЯ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ АЛЮМИНИЕВО-МАГНИЕВЫХ СПЛАВОВ	117
Купрекова Е.И., Климова К.В., Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Чернов И.П. (Томск) ОСОБЕННОСТИ ТВЕРДОРАСТВОРНОГО УПРОЧНЕНИЯ ВОДОРОДОМ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СТАЛИ Fe-18Cr-14Ni-2Mo (МАСС.%) С НИЗКОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ	118
Мулюков Х.Я., Кондратьева И.А., Шарипов И.З., Имашев Р.Н., Мусабиров И.И. (Уфа) ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВЕ Ni-Ti	119
Тюменцев А. Н. (Томск) ЛОКАЛЬНЫЕ ОБРАТИМЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ МАРТЕНСИТНОГО ТИПА КАК МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	120
Мацокин В.П., Пахомова И.Н., Мацокин Д.В. (Харьков/ Украина) КИНЕТИКА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ЩЕЛОЧНОГЛОИДНЫХ МОНОКРИСТАЛЛОВ, ОБУСЛОВЛЕННАЯ ЭВОЛЮЦИЕЙ ДИСЛОКАЦИОННЫХ АНСАМБЛЕЙ ПРИ СКАЧКООБРАЗНОМ ИЗМЕНЕНИИ НАПРЯЖЕНИЙ	121
Мейснер Л.Л., Литовченко Н.А., Сивоха В.П., Нейман А.А., Мейснер С.Н., Чжан Дянь (Томск) ВЛИЯНИЕ ИОННО- И ЭЛЕКТРОННОЛУЧЕВОЙ МОДИФИКАЦИИ ПОВЕРХНОСТИ НА ЭФФЕКТЫ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ И ПАМЯТИ ФОРМЫ НИКЕЛИДА ТИТАНА.	122
Osinskaya J.V., Pokoev A.V. (Самара) AGEING OF BERYLLIUM BRONZE BrB-2 IN THE PULSE MAGNETIC FIELD	123
Вержаковская М.А., Покоев А.В. (Самара) МЕХАНИЗМЫ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДВИЖУЩИХСЯ ДОМЕННЫХ ГРАНИЦ С ДИСЛОКАЦИЯМИ И ПРИМЕСНЫМИ АТОМАМИ ПРИ ДИФФУЗИИ В ПЕРЕМЕННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ	123
Вьюненко Ю.Н., Журбенко П.Н. (Санкт-Петербург) МАТЕМАТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ЭВОЛЮЦИИ ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЯ И ДИСКРЕТНОСТЬ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАЛЛАХ С ЭПФ	124
Горельский В.А., Хорев И.Е, Рогова А.А. (Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОСТРАНСТВЕННЫХ КИНЕТИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМОВ РАЗРУШЕНИЯ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПРЕГРАДАХ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	125
Сивцова П. А., Сивцов И. А., Шепелевич В. Г. (Минск/Беларусь) МОРФОЛОГИЯ ПОВЕРХНОСТИ БЫСТРОЗАТВЕРДЕВШИХ ФОЛЬГ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ	126
Лясоцкий И.В., Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л., Власова Е.Н. (Москва) МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ ТПУ ФАЗЫ В АМОРФИЗИРУЮЩИХСЯ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ ЖЕЛЕЗА С МЕТАЛЛОИДАМИ	127
Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И., Твердохлебова А.В., Тимофеева Е.Е (Томск) ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ Ni-Fe-Ga	128
Рунов В.В., Покоев А.В., Рунова М.К. (Гатчина, Самара) ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА КИНЕТИКУ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В Cu-Be СПЛАВАХ.	129

Березовская В.В. (Екатеринбург) КРИСТАЛЛОГЕОМЕТРИЯ РАННИХ СТАДИЙ РАСПАДА ПЕРЕСЫЩЕННОГО α -ТВЕРДОГО РАСТВОРА В МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ СТАЛЯХ	130
Мальцева Л.А., Озерец Н.Н., Грачев С.В., Мальцева Т.В., Завьялова О.Я. (Екатеринбург) ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ПРИ ТЕРМОПЛАСТИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ БЕЗУГЛЕРОДИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ КОРРОЗИОННО-СТОЙКОЙ СТАЛИ 03X13N8K5M2Ю _{0,8} T	131
Мальцева Л.А. (Екатеринбург) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БЕЗУГЛЕРОДИСТЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ КОРРОЗИОННО-СТОЙКИХ СТАЛЯХ	132
Метлов Л.С., Анциферов А.В. (Донецк/ Украина) НЕРАВНОВЕСНАЯ ТЕРМОДИНАМИКА МНОГОУРОВНЕГО РАЗРУШЕНИЯ КВАЗИХРУПКИХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	133
Белюсов Н.Н., Метлов Л.С. (Донецк/ Украина) ДИНАМИКА КОМПАКТИРОВАНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ В УСЛОВИЯХ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ	134
Поликарпов В. М., Королев Ю. М., Головин Ю. М., Лебедев Ю. А., Быстрицкий В. С. (Тамбов, Москва) ИДЕНТИФИКАЦИЯ НЕКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФАЗОВЫХ КОМПОНЕНТОВ УЛЬТРАДИСПЕРСНОГО ПОЛИТЕТРАФТОРЭТИЛЕНА	135
Петржик М.И., Свиридова Т.А., Замулаева Е.И., Левашов Е.А., Молоканов В.В., Ковнеристый Ю.К. (Москва) ПОВЕРХНОСТНОЕ СТЕКЛООБРАЗОВАНИЕ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ ОСАЖДЕНИИ	136
Лотков А.И., Гришков В.Н., Дударев Е.Ф., Табаченко А.Н., Садовская И.В. (Томск) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТИ И ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ВСЕСТОРОННЕЙ КОВКОЙ	137
Батурин А.А., Лотков А.И., Мейснер Л.Л., Гришков В.Н., Сурков А.С. (Томск, Саарбрюкен/ Германия) ДЕФЕКТЫ СТРУКТУРЫ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ МОДИФИЦИРОВАННЫХ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА.	138
Котречко С.А., Филатов А.В., Овсянников А.В. (Киев/ Украина) ОСОБЕННОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛОВ МОЛИБДЕНА.	138
Прокошкин С.Д., Браиловский В., Инаекян К.Э., Демерс В., Хмелевская И.Ю., Добаткин С.В., Татьяна Е.В. (Москва, Монреаль/Канада, Троицк) ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИ ОБРАБОТАННЫХ СПЛАВОВ Ti-Ni С ПОЛИГОНИЗОВАННОЙ СУБСТРУКТУРОЙ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРОЙ	139
Дитенберг И. А., Тюменцев А. Н., Пинжин Ю. П., Шуба Я. В., Коротаев А. Д., Чернов В.М. (Томск, Москва) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОПОЛОСОВОГО СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ В СПЛАВЕ V-4%Ti-4%Cr ПОСЛЕ ГЛУБОКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРОКАТКОЙ	140
Прокофьев С.И., Жилин В.М., Johnson E., Dahmen U. (Черноголовка, Copenhagen/Denmark, Roskilde/Denmark, Berkeley/USA) IN-SITU ЭЛЕКТРОННО-МИКРОСКОПИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛООВОГО ДВИЖЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ ЖИДКОГО СВИНЦА В ТОНКИХ ФОЛЬГАХ АЛЮМИНИЯ	141
Плотников В.А., Макаров С.В. (Барнаул) АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И ДЕФОРМАЦИЯ ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ ЦИКЛИРОВАНИИ МЕТАЛЛОВ С ГЦК-РЕШЕТКОЙ	142

Плотников В.А., Макаров С.В. (Барнаул) АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ АЛЮМИНИЯ В ХОДЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	143
Плотников В.А., Пачин И.М., Грязнов А.С. (Барнаул) ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ И ПРОЦЕССОВ НАКОПЛЕНИЯ И ВОЗВРАТА ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ	144
Плотников В.А., Пачин И.М., Грязнов А.С. (Барнаул) АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ В ПРОЦЕССЕ ИЗОТЕРМИЧНОГО НАКОПЛЕНИЯ И ВОЗВРАТА ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	145
Мирзаев Д.А., Яковлева И.Л., Панов А.В., Терещенко Н.А. (Челябинск, Екатеринбург) РАСПРОСТРАНЕНИЕ ТРЕЩИНЫ В СЛОИСТЫХ И МОНОЛИТНЫХ ОБРАЗЦАХ СТАЛИ 08X18T1 ПРИ УДАРНОЙ НАГРУЗКЕ	146
Емалетдинов А.К. (Уфа) ДИСЛОКАЦИИ СОМИЛИАНЫ И ПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ	147
Емалетдинов А.К. (Уфа) К ТЕОРИИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ КЕРАМИЧЕСКИХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	148
Емалетдинов А.К., Хамидуллин И.Н. (Уфа) МОДЕЛИРОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ В СВАРНОЙ ЗОНЕ	149
Емалетдинов А.К. (Уфа) ЭВОЛЮЦИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ И ТЕПЛО ВЫДЕЛЕНИЕ В УДАРНЫХ ВОЛНАХ	150
Носова Г.И., Дьяконова Н.Б., Лясоцкий И.В. (Москва) МЕТАСТАБИЛЬНЫЕ ФАЗЫ ЭЛЕКТРОННОГО ТИПА В СПЛАВАХ ТИТАНА С 3D-МЕТАЛЛАМИ	151
Рыклина Е.П., Шахина А.А., Прокошкин С.Д., Хмелевская И.Ю. (Москва) ИССЛЕДОВАНИЕ ПАРАМЕТРОВ Э.П.Ф. И О.Э.П.Ф., НАВЕДЕННЫХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ТРЕНИРОВКОЙ, В СПЛАВАХ Ti-Ni	152
Тялин Ю.И., Тялина В.А., Золотова Д.В. (Тамбов) ДИСЛОКАЦИОННЫЕ МОДЕЛИ ДВОЙНИКОВ И ЗАРОЖДЕНИЕ ТРЕЩИН ПРИ МЕХАНИЧЕСКОМ ДВОЙНИКОВАНИИ	153
Крапошин В.С., Талис А.Л., Нгуен Ван Тхуан (Москва) СТРУКТУРА ω -ФАЗЫ КАК КОНСТРУКЦИЯ АЛГЕБРАИЧЕСКОЙ ГЕОМЕТРИИ И ПРОМЕЖУТОЧНАЯ КОНФИГУРАЦИЯ ПРИ ПОЛИМОРФНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В ТИТАНЕ И ЦИРКОНИИ	154
Иванов А.М. (Якутск) ПРОЧНОСТЬ И ЭНЕРГИЯ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ, ПОДВЕРГНУТОЙ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	155
Коротаев А.Д., Тюменцев А.Н., Пинжин Ю.П., Овчинников С.В., Мошков В.Ю., Борисов Д.П., Савостиков В.М., Оскомов К.В. (Томск) НАНОКОМПОЗИТНЫЕ И НАНОСТРУКТУРНЫЕ СВЕРХТВЕРДЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Ti-Si-B-N	156
Маркова Г.В., Завьялова Г.Ф. (Тула) ПРЕДМАРТЕНСИТНЫЕ ЭФФЕКТЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ МАРГАНЦА	157
Колесников Н. Н., Борисенко Е. Б., Борисенко Д. Н., Кведер В. В., Гартман В. К., Гнесин Б. А. (Черноголовка) ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД ВЮРТЦИТ-СФАЛЕРИТ ПРИ ХОЛОДНОМ ПРЕССОВАНИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ CdTe И Cd _{1-x} Zn _x Te	158

Черняева Е.В., Мерсон Д.Л., Мещеряков Д.Е. (Санкт-Петербург, Тольятти) ВЛИЯНИЕ ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СПЕКТР СИГНАЛОВ АЭ ПРИ ИНДЕНТИРОВАНИИ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 20	159
Мельниченко А.С. (Москва) МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ СИСТЕМЫ ТРЕЩИН	160
Khovailo V.V., Koledov V.V., Korolyov A.V., Mulyukov Kh.Y., Musabirov I.I., Runov V.V., Shavrov V.G. (Москва, Екатеринбург, Уфа, Гатчина) STRUCTURE AND LOW TEMPERATURE MAGNETIC PROPERTIES OF NANOSTRUCTURED NiMnFeGa FERROMAGNETIC SHAPE MEMORY ALLOY PRODUCED BY SEVERE PLASTIC DEFORMATION	161
Рубаник В.В., Дороейко В.Г., Рубаник В.В. мл., Милюкина С.Н. (Витебск/Беларусь) ТЕРМООБРАБОТКА TiNi ПРОВОЛОКИ ДЛЯ КОНТРАЦЕПТИВОВ	161
Рубаник В.В., Клубович В.В., Реснина Н.Н., Рубаник О.Е., Андреев В.А., Милюкина С.Н., Рубаник В.В. мл. (Витебск/Беларусь, Москва, Санкт-Петербург) ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА TiNi СПЛАВА ПОСЛЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	162
Кареев С.И., Глезер А.М., Шеляков А.В. (Москва) ВЛИЯНИЕ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ НА СООТНОШЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ БЫСТРОЗАКАЛЕННОГО СПЛАВА Ti ₅₀ Ni ₂₅ Cu ₂₅	163
Myshlyaev M.M. (Москва) FEATURES OF SUPERPLASTIC FLOW OF ALLOYS	164
Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Протасова С.Г., Мазилкин А.А., Чеппе Т., Земба П (Черноголовка, Краков/Польша) ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ СМАЧИВАНИЯ И ПРЕДПЛАВЛЕНИЯ НА ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН В СИСТЕМЕ Al – Zn	164
Горнакова А.С., Сурсаева В.Г., Страумал Б.Б. (Черноголовка) ВЛИЯНИЕ ФАСЕТИРОВАНИЯ НА МИГРАЦИЮ ГРАНИЦ ЗЕРЕН $[10\bar{1}0]$ И $[11\bar{2}0]$ В ЦИНКЕ	165
Страумал Б.Б., Фризель М., Аслунд А., Баретцки Б., Калниньш Я. (Черноголовка, Гетеборг/Швеция, Штутгарт/Германия, Угале/Латвия) ЛАТУНИ И СПЛАВЫ Sn–Pb ДЛЯ РЕСТАВРАЦИИ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИСТОРИЧЕСКИХ ОРГАНОВ	166
Когтенкова О.А., Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Страумал Б.Б., Валиев Р.З. (Черноголовка, Уфа) РАЗУПРОЧНЕНИЕ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	167
Полонский Я.А. (Москва) ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ СОСТОЯНИЯ МЕЖФАЗНЫХ ГРАНИЦ НА ДЕФОРМАЦИ- ОННУЮ СПОСОБНОСТЬ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА	167
ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ	169
СОДЕРЖАНИЕ	173

Научное издание

Фазовые превращения и прочность кристаллов

Публикуется в авторской редакции

*Техническое редактирование, оформление и
компьютерная верстка Черняевой Е.В.*