

Фазовые превращения и прочность кристаллов



ТЕЗИСЫ

**X Международной конференции ФПК-2018,
посвященной памяти академика Г.В. Курдюмова,**

Черноголовка, 29 октября-2 ноября 2018 г

Российская Академия наук
Министерство науки и высшего образования РФ
Научный Совет РАН по физике конденсированных сред.
Межгосударственный координационный совет по физике прочности
и пластичности материалов
Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»
Институт физики твердого тела РАН
Институт металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова
ЦНИИчермет им.И.П.Бардина

Десятая Международная Конференция
**«Фазовые превращения и
прочность кристаллов»,**
памяти академика Г.В. Курдюмова

Под редакцией д.ф.-м.н. Б.Б.Страумала

X International G.V, Kurdjumov conference
“Phase transformations and strengths of the crystals”

Черноголовка, 29 октября-2 ноября 2018 года

СБОРНИК ТЕЗИСОВ

Черноголовка
2018

Фазовые превращения и прочность кристаллов: сб. тезисов X Международной конференции (29 октября-2 ноября 2018 года, Черногоровка) / под ред. Б.Б. Страумала. – Черногоровка, 194 с. – ISBN 978-5-6040418-0-2.

ISBN 978-5-6040418-0-2



9 785604 041802

© Российская Академия наук, 2018
© Страумал Б.Б. (редактор), 2018

БОЛЬШИЕ ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ: ДОСТИЖЕНИЯ И ПРОБЛЕМЫ

Глезер А.М.^{1,2}, Сундеев Р.В.^{2,3}

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва

² Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина, Москва

³ МИРЭА – Московский технологический университет, Москва
a.glezer@mail.ru

В докладе рассмотрены актуальные и дискуссионные проблемы, возникающие при физическом описании процессов, протекающих при больших (мегапластических) деформациях твердых тел. Предпринята попытка сформулировать единый физический подход к явлениям, сопровождающим большие пластические деформации [1] в рамках изложенных ниже концептуальных представлений. **Первый принцип** – Очень большую (МЕГА-пластическую) деформацию следует рассматривать как физически обусловленную и важную стадию пластической деформации, которая наступает вслед за МИКРО-скопической и МАКРО-скопической стадиями деформации вне зависимости от схемы напряженного состояния и величины механических напряжений, приложенных к твердому телу. **Второй принцип** – Мегапластическую деформацию необходимо описывать в рамках неравновесной термодинамики в качестве открытой синергетической системы и существования в ней дополнительных каналов диссипации механической энергии [2]. Мегапластическая деформация характеризуется, с нашей точки зрения, присущими исключительно ей **семью отличительными особенностями** [3]:

- Фрагментация. Образование высокоугловых границ зерен.
- Отсутствие деформационного упрочнения.
- Низкотемпературная динамическая рекристаллизация.
- Циклический характер структурно - фазовых превращений.
- Аномально высокая диффузионная подвижность атомов.
- Фазовые превращения, ведущие как к повышению, так и к понижению свободной энергии системы.
- Аморфизация.

За последние годы было обнаружен ряд новых «странных» явлений, присущих мегапластическим деформациям: 1) обратимость характера структурных и фазовых превращений при изменении температуры деформации [4], 2) восстановление дальнего атомного порядка по мере роста деформации [5], 3) заметный рост удельной намагниченности насыщения при деформациях ферромагнитных материалов [6]. В докладе дана трактовка этих и ряда других явлений в рамках изложенных представлений.

1. Бриджмен П.У. Исследования больших пластических деформаций и разрыва.- М.: ЛИБРОКОМ, 2010г., 444 с.
2. Метлов Л.С. Неравновесная эволюционная термодинамика и ее приложения.- Донецк: Ноу-ледж, 2014г., 176 с.
3. Козлов Э.В., Глезер А.М., Конева Н.А. и др. Основы пластической деформации наноструктурных материалов.- М.; ФИЗМАТЛИТ, 2016. 360 с.
4. Sundeev R.V., Glezer A.M. et al // Mater. & Design, 2017. V. 135. P. 77.
5. Glezer A.M., Timshin I.A. et al // J. Alloys & Comp. 2018. V. 744. 791.
6. Glezer A.M., Tomchuk A.A. et al // Bull. Russ. Acad. Sci. Physics. 2016. V. 80. P. 1021

ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ: НОВЫЙ АСПЕКТ

Гаврилюк В.Г.¹, Тищенко А.И.¹, Сирош В.А.²

¹*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины,
Киев, Украина*

²*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия*

Методами ядерного гамма резонанса, электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и механической спектроскопии изучено изотермическое в углеродистых сталях. Установлено, что изотермическое мартенситное превращение в углеродистой стали сопровождается пластической деформацией. Причина этого заключается в низкой прочности низкотемпературного мартенсита вследствие уменьшения диффузионной подвижности атомов углерода и, соответственно, отсутствия старения при температурах ниже -100 °С. В процессе деформации атомы углерода захватываются движущимися дислокациями, чем объясняется аномально низкая тетрагональность мартенсита при наличии изотермического мартенситного превращения [1, 2].

Старение мартенсита в стали, подвергавшейся изотермическому мартенситному превращению, начинается при температурах нагрева выше -100 °С без участия захваченных дислокациями атомов углерода. При низкотемпературном отпуске не выделяется ϵ -карбид, поскольку энтальпия связи атомов углерода с дислокациями в α -железе, ~ 0.8 эВ, превышает теплоту образования ϵ -карбида, ~ 0.26 эВ [2].

Более того, наличие изотермического мартенситного превращения смещает к повышенным температурам процессы карбидообразования при отпуске: задерживается образование цементита и специальных карбидов. В углеродистой стали, легированной хромом и ванадием и закалённой при комнатной температуре, выделение специальных карбидов имеет место в результате отпуска при 500 °С и не наблюдается, если закалка сопровождалась последующим охлаждением с выдержкой при температурах изотермического мартенситного превращения [3].

На основании полученных результатов объяснена физическая природа положительного влияния глубокой криогенной обработки на износостойкость инструментальных сталей [4].

1. A.I. Tyshchenko, W. Theisen, A. Oppenkowski, S. Siebert, O.N. Razumov, A.P. Skoblik, V.A. Sirosh, Yu.N. Petrov, V.G. Gavriljuk. Low-temperature martensitic transformation and deep cryogenic treatment of a tool steel. *Mat Sci & Eng A*, 2010;**52**:7027-7039.
2. V.G. Gavriljuk, W. Theisen, V.V. Sirosh, E.V. Polshin, A. Kortmann, G.S. Mogilny, Yu.N. Petrov, Ye.V. Tarusin. Low-temperature martensitic transformation in tool steels in relation to their deep cryogenic treatment. *Acta Mater* 2013;**61**:1705-1715.
3. V.G. Gavriljuk, V.A. Sirosh, Yu.N. Petrov, A.I. Tyshchenko, W. Theisen, A. Kortmann. Carbide precipitation during tempering of a tool steel subjected to deep cryogenic treatment. *Metall and Mater Trans A* 2014;**45**(5):2453-2465. DOI 10.1007/s11661-014-2202-8
4. V.G. Gavriljuk, F.I. Tyshchenko, V.A. Sirosh. Deep Cryogenic Treatment of Tool Steels: Physical Metallurgy, In: *Encyclopedia of Iron, Steel and Their Alloys*, R. Colas and G.E. Totten (eds), Taylor&Francis Group, LLC, 2016, pp. 3720-3730.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНЫХ ФУЛЛЕРЕНАХ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ И ДАВЛЕНИЯХ

Блантер М.С.¹., Борисова П.А.²., Бражкин В.В.³., Ляпин С.Г.³.,
Соменков В.А.²., Филоненко В.П.³

¹*МИРЭА-Российский технологический университет,
Москва, Россия,
mike.blanter@gmail.com*

²*Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт»,
Москва, Россия,
borisova_PA@nrcki.ru*

³*Институт физики высоких давлений имени Л.Ф.Верецагина РАН,
Троицк, Россия,
brazhkin@hppi.troitsk.ru*

Фуллерены – метастабильные модификации углерода, которые при высоких температурах и давлениях претерпевают серию фазовых превращений, хорошо изученных в кристаллических модификациях фуллеренов C₆₀ и C₇₀. В настоящей работе методами дифракции нейтронов, рамановской спектроскопии и просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения изучены фазовые превращения в аморфных фазах фуллеренов C₆₀ и C₇₀ и их смеси (50/50) при давлениях 2–8 ГПа и температурах 200–1100°C и проведено сравнение с превращениями в кристаллических фуллеренах. Аморфизация фуллеренов проводилась путем размолла в шаровой мельнице, спекание – в условиях квази-гидростатического давления в камере тороидального типа.

Показано, что при температурах 200–500°C в аморфных фуллеренах в отличие от кристаллических не наблюдается полимеризация и сохраняется структура аморфной фазы фуллеренов. При 800–1100°C образуются разупорядоченный графит и начинается его переход в нанокристаллический графит, также, как это имеет место в кристаллических фуллеренах. В аморфной фазе фуллеренов этот процесс ускорен по сравнению с кристаллическими фуллеренами, а в смеси аморфных фаз фуллеренов замедлен по сравнению с аморфным фуллереном C₇₀. По данным дифракции нейтронов обнаружена анизотропия разупорядоченного графита, образовавшегося из аморфных и кристаллических фаз фуллеренов, причем в смеси фуллеренов она заметно слабее и различается в аморфной и кристаллической фазах фуллерена. Введение Н и D (~2 ат.%) в исходный аморфный или кристаллический фуллерен C₇₀ и аморфную смесь фуллеренов существенно влияет на структуру и анизотропию получающегося из фуллерена разупорядоченного графита и нанографита.

М.С.Блантер и П.А.Борисова благодарят РФФИ (проект № 16-02-00193а), П.А.Борисова благодарит РНФ (проект № 16-12-10065) и В.В.Бражкин (эксперименты с аморфным фуллереном при высоких давлениях; обсуждение результатов) благодарит РНФ (проект № 14-22-00093) за финансовую поддержку настоящего исследования.

**В ЧЕМ УНИКАЛЬНОСТЬ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМЕ
ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД?
ЧЕМ ОТЛИЧАЕТСЯ БЕСКАРБИДНЫЙ БЕЙНИТ ОТ МАРТЕНСИТА?
К 110-ЛЕТИЮ А.П. ГУЛЯЕВА**

Крапошин В.С.

Московский Государственный Технический Университет им. Н.Э. Баумана
Москва, РФ
kraposhin@gmail.com

Список трудов А.П. Гуляева, посвященных экспериментальному исследованию природы мартенситного превращения, включает 32 работы [1]. Прежде всего, надо отметить микрофотографию пластины мартенсита в стали У16, расположенную почти в плоскости шлифа (опубликована в 1952 году, из-за этого фото термин «пластина мартенсита» постепенно заменил термин «игла мартенсита»). А.П. Гуляев считал, что сплавы железа с углеродом являются уникальными в отношении развивающихся в них фазовых и структурных превращений, образующихся структур, и достигаемых при термической обработке и деформации механических свойств, т.е., по А.П. Гуляеву мартенсит есть только в системе железо-углерод. Наиболее интересной новой тенденцией в металлведении сталей в наше время является изотермическая закалка на т.н. бескарбидный бейнит, или обработка Q&P (Quenching and [carbon] Partitioning). В случае обработки Q&P у малолегированной стали (1%С–1,5%Si–1,9%Mn–1,3%Cr) достигается толщина пластин альфа-фазы 20–40 нм и комбинация предела прочности (2500МПа) и трещиностойкости, (30–40 МПа·м^{1/2}) характерная для мартенситно-стареющих сталей. Исследования бескарбидного бейнита сделали вновь актуальной проблему размещения атомов углерода в кристаллических решетках аустенита и мартенсита. Общепринятые теории мартенситного превращения обоснованно постулируют бездиффузионный характер мартенситного превращения (углерод неподвижен), но размещают его в кристаллических решетках там, где он не может разместиться из-за слишком большого диаметра углерода по сравнению с доступными пустотами. В докладе описывается другая модель размещения углерода в структурах аустенита и мартенсита [2]. Модель основана на приблизительном равенстве периодов решеток аустенита и алмаза, и предполагает размещение в решетке аустенита тетраэдрического фрагмента структуры алмаза. чем и обеспечивается отсутствие заметных искажений решетки даже при растворении в аустените 2 вес. %С. Модель подтверждается данными по эффекту Мёссбауэра. Модель позволяет описать сходство и различие деталей структур бескарбидного бейнита и мартенсита. Эта модель в совокупности структуры бескарбидного бейнита и мартенсита Именно указанным совпадением периодов решеток объясняется уникальность системы железо-углерод, отмеченная А.П. Гуляевым.

1. Металловедение и термическая обработка металлов, 2008, №11, С.36.
2. V. Kraposhin, V. Schastlivtsev, I. Jakovleva, A. Talis: New model for carbon distribution in austenite and steel transformation products//Materials Today: Proceedings 2S (2015) S557 – S560.

ПРОЦЕССЫ САМООРГАНИЗАЦИИ И ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ, ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ И КЕРАМИКИ ПРИ СИЛЬНОМ ВНЕШНЕМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Гринберг Б.А.*, Иванов М.А.**, Пилюгин В.П.* Пушкин М.С. *

*Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, РФ

**Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, НАНУ, Киев, Украина

bella@imp.uran.ru

Разнообразные процессы самоорганизации свойственны очень большому кругу термодинамически неравновесных систем, которые находятся достаточно далеко от состояния равновесия. При этом могут возникать различные новые структуры и проявляться необычные свойства материалов, которые отсутствуют при других условиях. Можно полагать, что сценарий процессов самоорганизации в первую очередь определяется стремлением неравновесной системы обеспечить максимально быструю диссипацию имеющейся или подводимой избыточной свободной энергии. Среди подобного типа явлений особый интерес вызывает поведение разного рода веществ в условиях сильных внешних воздействий, в качестве которых использовалась сварка взрывом и кручение под давлением. Далее формулируются процессы самоорганизации для всех рассматриваемых случаев, для которых авторами доклада ранее были получены СЭМ и ТЭМ изображения микроструктуры.

Эволюция микроструктуры при сварке взрывом

- Фрагментация двух типов;
- Образование выступов и всплесков;
- Образование квазиволновых и волновых поверхностей раздела,
- Локальное расплавление;
- Образование интерметаллидов при наличии взаимной растворимости исходных металлов.

Автоблокировка при нагреве без нагрузки и ее исчезновение после кручения под давлением

- Рождение дислокаций за счет работы дислокационных источников;
- Термоактивированные процессы перестройки дислокационной структуры при нагреве без нагрузки (пересечение дислокаций, аннигиляция, выстраивание в стенки и др.);
- Вытягивание дислокаций вдоль выделенных направлений при нагреве без нагрузки (автоблокировка)
- Превращения кристаллографических плоскостей в изогнутую поверхность при ИПД кручением, невозможность поперечного скольжения, исчезновение автоблокировки.

Консолидация керамического порошка при ипд кручением

- Перенос частиц, их вращение, взаимные столкновения, изменение формы (исчезновение микровыступов, огранка частиц), взаимодействие с окружением (синдром “толпы”), образование комплексов частиц, и в результате, их слипание.
- Образование и распространение микротрещин внутри пластин консолидированной керамики. Существование однозначной связи между формой микротрещин и типом керамики.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Давление» № АААА-А18-118020190104-3 и проекту №18-10-2-24 Программы УрО РАН при поддержке РФФИ (грант № 17-02-00025).

ДИФФУЗИОННЫЕ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ МЕДИ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Страумал Б.Б.^{1,3}, Мазилкин А.А.^{1,2}, Горнакова А.С.¹, Кильмаметов А.Р.²

¹*Институт физики твердого тела РАН и Черноголовский научный центр РАН, Черноголовка, Россия*

²*Институт нанотехнологий КИТ, Карлсруэ, Германия*

³*НИТУ МИСЦ, Москва, Россия*

straumal@issp.ac.ru, andrey.mazilkin@kit.edu, alenahas@issp.ac.ru,
askar.kilmametov@kit.edu

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) всегда приводит к сильному измельчению зёрен. Логично предположить, что в двух- и многофазных сплавах ИПД должна всегда вызывать фрагментацию частиц второй фазы и их растворение в матрице. Однако не так давно было установлено что – в отличие от этой общепринятой точки зрения – ИПД может приводить к распаду пересыщенного твёрдого раствора и формированию частиц второй фазы (иными словами – к динамическому старению). В данной работе анализируется конкуренция между этими одновременными процессами: (1) растворением преципитатов и (2) распадом пересыщенного твёрдого раствора с образованием частиц второй фазы. В результате возникает динамическое равновесие между этими процессами, а концентрация второго компонента в твёрдом растворе достигает некоторого стационарного значения. Состав медной матрицы в этом динамическом (эквивифинальном) состоянии совпадает с составом, который наблюдается в равновесии после длительного отжига при определенной температуре T_{eff} . T_{eff} в разбавленных бинарных сплавах на основе меди увеличивается с увеличением энергии активации диффузии второго компонента и его температуры плавления.

В работе также предложена модель, описывающая динамическое равновесие между растворением частиц и распадом твёрдого раствора. Предположив, что КВД фиксирует концентрацию на границах раздела частиц и матрицы, мы показали, что вызванный КВД диффузионный массоперенос определяет наблюдаемую стационарную концентрацию в матрице и средний размер частиц.

Такие превращения можно отнести к классу диффузионных (включающих массоперенос). Однако КВД может вызывать одновременно диффузионные и бездиффузионные (мартенситные) фазовые превращения. Так, в сплавах с памятью формы Cu–Al–Ni КВД приводит к сочетанию бездиффузионных фазовых переходов (типа аустенит-мартенсит) и диффузионных с переносом массы (разпад пересыщенного твердого раствора). С одной стороны, КВД этих сплавов приводило к выпадению частиц α_1 -фазы в доэвтектоидном сплаве и к выделению частиц γ_1 -фазы в заэвтектоидном сплаве (как если бы они были отожжены при эффективной температуре $T_{\text{eff}} = 620 \pm 20$ °C). В результате этого осаждения матрица в первом сплаве была обогащена, а во втором обеднена алюминием. Приведенное изменение состава в матрице изменило маршрут мартенситных превращений. После НРТ оба сплава содержали в основном β'_3 мартенсит с определенным количеством γ_3 -мартенсита. Таким образом, диффузионные превращения, вызванные КВД, влияют на последующее бездиффузионное (мартенситное) преобразование. Сочетание мартенситных и диффузионных фазовых переходов наблюдалось также при КВД сплавов Ti–Fe и Ti–Co.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 18-03-00067, 16-03-00285, 16-53-12007) и ННИО.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА ТЕРМОУПРУГИЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Рубаник В.В.

Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь
v.v.rubanik@tut.by

Для различных металлов и сплавов хорошо изучен как акустопластический эффект, проявляющийся в уменьшении напряжения пластического течения при наложении ультразвуковых колебаний, так и влияние ультразвуковых колебаний на фазовые превращения.

В сплавах, обладающих эффектом памяти формы (ЭПФ), в зависимости от температуры при которой происходит ультразвуковое воздействие может наблюдаться как снижение напряжения течения – эффект Блага-Лангенекера, так и его рост – «аномальный» эффект Блага-Лангенекера. Если сплав с ЭПФ находится в мартенситном состоянии, то за счет ультразвукового воздействия возможно реализовать обратное превращение мартенсит → аустенит, т.е. инициировать эффект памяти формы.

Исследование кинетики эффектов пластичности превращения и памяти формы показали, что на этапе охлаждения через интервал прямого фазового превращения ультразвуковые колебания препятствуют реализации пластичности превращения в сплаве, что приводит к возврату уже накопленной деформации и формированию малых петель термомеханического гистерезиса. При этом наблюдается незначительное увеличение температуры образца, которое связано с его ультразвуковым разогревом. При прекращении ультразвукового воздействия температура падает, и реализация эффекта пластичности превращения возобновляется в соответствии с кинетикой прямого мартенситного превращения. Воздействие ультразвука на этапе нагрева вызывает возврат деформации при незначительном росте температуры. После прекращения действия ультразвука наблюдается дальнейшая реализация эффекта памяти формы в соответствии с температурной кинетикой обратного мартенситного перехода.

Таким образом, воздействие на TiNi ультразвуковых колебаний на этапе охлаждения через интервал прямого мартенситного превращения вызывает во всем интервале практически мгновенный возврат накопленной деформации, сопровождающийся повышением температуры образца. Этот возврат тем больше, чем ближе мы находимся к M_k в момент ультразвукового воздействия, т.е., чем больше накоплена деформация, тем больше и ее возврат при ультразвуковом воздействии. Дальнейшее охлаждение образца без воздействия ультразвука приводит к возобновлению накопления деформации в полном соответствии с теорией образования малых петель термомеханического гистерезиса в полном интервале мартенситного превращения.

Возврат деформации при ультразвуковом воздействии на этапе нагрева TiNi через интервал обратного мартенситного превращения также может быть объяснен ультразвуковым разогревом образца за счет диссипации энергии УЗК и, как следствие, образованием устойчивого аустенита. Небольшой рост (~0,3 %) деформации в момент после выключения УЗК, скорее всего, обусловлен образованием неустойчивого аустенита под действием знакопеременных ультразвуковых напряжений. Ультразвуковое инициирование обратного фазового превращения образца с ЭПФ в стесненных условиях приводит к возникновению в материале реактивных механических напряжений, релаксирующих после прекращения воздействия ультразвука. При этом возможно и задание образцу формы.

THE $\alpha \rightarrow \omega$ TRANSFORMATION IN Ti-Co ALLOYS INDUCED BY HIGH PRESSURE TORSION

Korneva A.^{1*}, Straumal B.B.^{2,4}, Kilmametov A.R.³, Lityńska-Dobrzyńska L.¹,
Wierzbicka-Miernik A.¹, Chulist R.¹, Kogtenkova O.A.², Zięba P.¹

¹*Institute of Metallurgy and Materials Science, Polish Academy of Sciences,
Cracow, Poland*

²*Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences,
Chernogolovka, Russia*

³*Karlsruhe Institute of Technology (KIT), Institute of Nanotechnology,
Eggenstein-Leopoldshafen, Germany*

⁴*National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia*

* a.korniewa@imim.pl

It is well known, that severe plastic deformation (SPD) belongs to the generally novel technologies for thermo-mechanical treatment of materials [1]. The deformation of a material during SPD takes place in a confined space in such a way that a material can be deformed up to very high strains without its failure [2]. It has been shown recently that SPD not only leads to the strong grain refinement and material strengthening but also can drive the unusual phase transformations like that of formation or decomposition of a supersaturated solid solution, dissolution of phases, synthesis of the low-temperature, high-temperature or high-pressure allotropic modifications and so on [3]. In the current work, the studies of $\alpha \rightarrow \omega$ phase transformation in the Ti-4%wt.Co alloy are carried out under the action of SPD by high pressure torsion (HPT). It should be noted that ω -phase is the high pressure phase which does not exist on the Ti – Co phase equilibrium diagram. Usually, in pure titanium the high-pressure phase transition from α to ω occurs between 2 and 12 GPa, depending on the experimental technique, pressure environment and sample purity [4]. The Ti-4%wt.Co alloy before high pressure torsion deformation was annealed at four different temperatures (400, 500, 600 and 670 °C for about 4000 hours) in order to obtain four different initial states. The examined temperatures of annealing are below the temperature of eutectoid transformation and corresponds to the (α +Ti₂Co) state. The study of microstructure by means of different technique (X-ray diffraction analysis, SEM, TEM) showed that HPT deformation (7 GPa, 5 rotations, 1rpm) resulted in: 1) strong grain refinement of microstructure, 2) fragmentation and partial dissolution of Ti₂Co intermetallic phase, 3) $\alpha \rightarrow \omega$ phase transformation. It was found that the higher the pre-annealing temperature, the less volume fraction of Ti₂Co intermetallic phase, the stronger grain refinement and the weaker the $\alpha \rightarrow \omega$ transformation phase transformation proceeds was observed.

This work is supported by the National Science Centre of Poland (grant OPUS 2017/27/B/ST8/01092).

1. T. C. Lowe, R. Z. Valiev (2000) Kluwer Academic Publishing, Dordrecht.
2. A. Zhilyaev, T. G. Langdon, Prog Mater. Sci. 53 (2008) 893-979.
3. B. Straumal, A. Kilmametov, Y. Ivanisenko and etc, Int. J. Mater. Res. 106 (2015) 657-664.
4. D. R. Trinkle, R. G. Hennig, S. G. Srinivasan and etc, Phys. Rev. Lett. 91 (2003) 025701.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ УПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ СПЛАВОВ FeCo–V ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА

Глезер А.М.^{1,2}, Мурадинова Л.Ф.¹, Ширшиков С.О.¹, Томчук А.А.²,
Борисова П.А.³, Щетинин И.В.¹, Дьяконов Д.Л.²

¹ Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва

² Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им. И.П. Бардина, Москва

³ НИЦ «Курчатовский институт, Москва

a.glezer@mail.ru

Методами рентгеноструктурного анализа и просвечивающей электронной микроскопии ПЭМ, а также методами измерения физико-механических свойств (микротвердости и коэрцитивной силы), исследованы особенности формирования структуры и свойств пяти сплавов $(\text{FeCo})_{100-x}\text{V}_x$ ($x = 0; 1,5; 3,0; 4,5; 6,0$) после мегапластической деформации кручением при высоком квазигидростатическом давлении (КВД) при комнатной температуре в камере Бриджмена для различных значений числа оборотов подвижной наковальни N (от 0,5 до 4). Обнаружено формирование в процессе КВД двух структурных составляющих: деформационных фрагментов и динамически рекристаллизованных зерен. Показано что доля деформационных фрагментов по мере роста числа оборотов сначала возрастает до значения 0,4–0,45 при $N=1$, а затем выходит на насыщение и не меняется при последующем возрастании N . Установлено также, что средний размер деформационных фрагментов вне зависимости от содержания в сплаве ванадия и величины деформации составляет 50 нм. Средний размер рекристаллизованных зерен составляет 150–250 нм и плавно снижается по мере роста величины деформации.

Установлено, что содержание γ -фазы в сплавах FeCo–V зависит от величины деформации, создаваемой при КВД. Показано, что объемная доля γ -фазы в деформированных сплавах определяется конкуренцией двух факторов: тенденцией к выделению более плотной γ -фазы под действием квазигидростатического давления в камере Бриджмена и тенденцией к протеканию мартенситного γ - α превращения под действием сдвиговых напряжений, создаваемых при кручении.

Показано, что уровень внутренних напряжений, инициируемых в изученных сплавах КВД, определяется объемной долей деформационных фрагментов, сформировавшихся в процессе деформационного воздействия. В свою очередь, максимальное значение коэрцитивной силы и микротвердости определяются уровнем внутренних напряжений и степенью протекания релаксационных процессов.

Методом дифракции тепловых нейтронов проанализировано влияние мегапластической деформации на степень дальнего атомного порядка по типу B2 и установлено влияние этой структурной характеристики на значение параметра кристаллической решетки всех изученных сплавов. Отмечено сложное влияние КВД на величину магнитного момента и удельную намагниченность насыщения ферромагнитных сплавов на основе FeCo.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 18-02-00398).

НЕОДНОРОДНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ МАГНИЯ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Власова А.М.

Институт физики металлов им М.Н. Михеева, Екатеринбург, Россия
alisa-12005@yandex.ru

Неоднородность пластической деформации является фундаментальной характеристикой, без которой невозможно точное объяснение сложных деформационных процессов. Неоднородность деформации, обусловленная различными микроскопическими механизмами, как и сами механизмы, хорошо поддаются изучению в процессе моделирования, в частности расчетными методами молекулярной динамики. В данной работе рассматривается моделирование высокоскоростного пластического течения ($\nu = 3 \cdot 10^8 \text{ с}^{-1}$) идеальных нанокристаллов магния для «жесткой» $[0001]$ и «мягкой» $[1\bar{1}01]$ кристаллографических ориентировок, дефектных нанокристаллов с 5% вакансий, а также с 5% атомов водорода при $T = 300\text{--}375 \text{ К}$. При моделировании использовались три потенциала межатомного взаимодействия [1,2,3]. Показана эволюция микрорельефа поверхности нанокристаллов магния в процессе пластического течения. Построены диаграммы «напряжение $\sigma/\sigma_{\text{MAX}}$ – деформация ε », определены деформационные зависимости скалярной плотности дислокаций, построены зависимости скорости деформации от степени деформации. Обсуждается образование барьеров, обуславливающих аномальный ход скорости деформации. Показана эволюция типичных дислокационных структур, приводятся некоторые типичные дислокационные реакции.

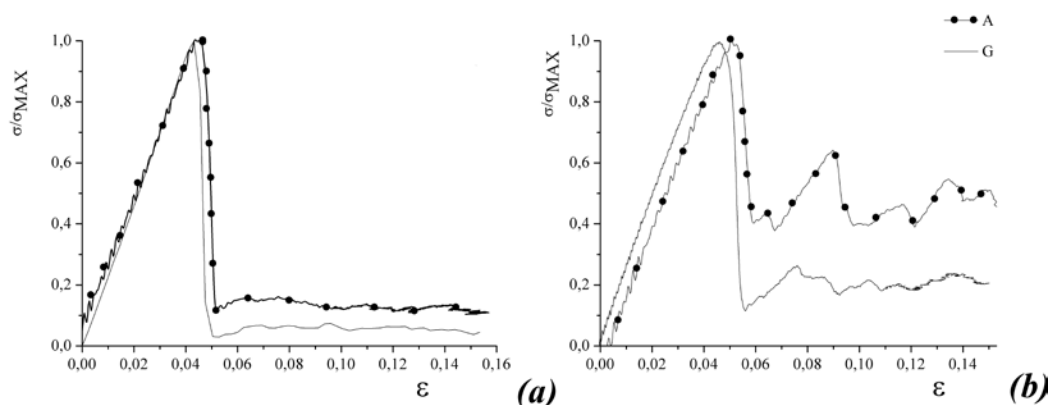


Рис. 1. Кривые «напряжение $\sigma/\sigma_{\text{MAX}}$ -деформация ε » для $[0001]$ -нанокристаллов (А) и $[1\bar{1}01]$ -нанокристаллов (G). (a) – потенциал [1], (b) – потенциал [2]

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (грант №16-33-60027 мол_а_дж).

1. Sun D.Y., Mendeleev M.I., Becker C.A. et al. // Phys. Rev. B. 2006. V. 73. P. 024116.
2. Liu X.-Y., Adams J. B., Ercolessi F. and Moriarty J. A. // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. **4**, 293–303 (1996).
3. Smirnova D., Starikov S., Vlasova A. // Comp. Mater. Sci. **154**, 295-302 (2018).

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ «АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ \Leftrightarrow КРИСТАЛЛ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Сундеев Р.В.¹, Шалимова А.В.², Глезер А.М.², Велигжанин А.А.³,
Рассаина Т.В.¹

¹ РТУ МИРЭА, Москва, Россия

² ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия

³ НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

sundeev55@yandex.ru

Наиболее распространенным способом получения аморфных сплавов (АМС) является метод закалки из расплава. В настоящее время стало очевидным, что аморфное состояние в металлических сплавах можно получить также в ходе больших пластических деформаций: например, кручение под высоким давлением (КВД), аккумулируемая прокатка. Однако, не все сплавы легко переходят в аморфное состояние в ходе больших пластических деформаций: так нами было установлено, что в ходе КВД 5-ти различных кристаллических сплавов: $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$, $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$, $\text{Zr}_{50}\text{Ni}_{18}\text{Ti}_{17}\text{Cu}_{15}$, and $\text{Fe}_{78}\text{B}_{8.5}\text{Si}_9\text{P}_{4.5}$, полностью аморфизуются только кристаллические сплавы на основе TiNi , которые, в отличие от других материалов, имеют одинаковый химический состав как в аморфном, так и в кристаллическом состоянии. Методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии и EXAFS спектроскопии подробно исследованы стадии аморфизации кристаллического сплава Ti_2NiCu в ходе КВД. Оказалось, что аморфная фаза зарождалась на границах кристаллических фрагментов. При продолжении деформации вокруг фрагментов образовывалась сетка из аморфных прослоек. Экспериментально установлено, что в ходе деформации сетка утолщалась и трансформировалась в массивную деформационно-индуцированную аморфную фазу, которая охватывала практически, весь объем материала. Показано, что возникающая в ходе КВД кристаллического сплава Ti_2NiCu и аморфная фаза имеет различную локальную атомную структуру в зависимости от величины деформации. Локальная атомная структура уплотняется под действием значительных деформационных воздействий и становится более «упорядоченной» при деформации, соответствующей $n = 6$.

Методами EXAFS в синхротронном изучении, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа проанализировано влияние температуры деформации (293 и 77 К) при КВД на атомную структуру и тепловой эффект кристаллизации при непрерывном нагреве аморфных сплавов $\text{Fe}_{83-x}\text{Ni}_x\text{B}_{17}$ ($x = 25, 29, 33$), полученных закалкой из расплава. Если КВД при 293 К приводит к снижению теплового эффекта кристаллизации, то КВД при 77 К, наоборот, к его повышению вне зависимости от состава сплавов. Структурные исследования показали, что КВД при 293 К приводит к более упорядоченному состоянию (к частичной кристаллизации) исходных аморфных сплавов, а КВД при 77 К, наоборот, стимулирует образование более совершенной аморфной структуры (подавление ближнего порядка и повышение средних значений координационных чисел вокруг атомов железа в первой координационной сфере).

Авторы выражают благодарность РФФИ за финансовую поддержку (гранты 16-32-60034 мол а дк). EXAFS исследования проведены при финансовой поддержке гранта РНФ № 18-72-00026.

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТИТАНА ВТ1-0

Шурыгина Н.А.¹, Черетаева А.О.¹, Глезер А.М.², Дьяконов Д.Л.¹,
Щетинин И.В.², Сундеев Р.В.³, Томчук А.А.^{1,4}

¹ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия

² ФГАОУ ВПО «НИТУ «МИСИС»», Москва, Россия

³ ФГБОУ ВО «РТУ МИРЭА», Москва, Россия

⁴ ФГБОУ ВО «МГТУ им. Н.Э. Баумана», Москва, Россия

shnadya@yandex.ru

Повышение прочности чистых металлов, в том числе титана, до уровня прочности сильно легированных сплавов возможно путем различных экстремальных воздействий на объемный материал. К таким воздействиям можно отнести большую пластическую деформацию и деформирование при низких (криогенных) температурах. Целью работы является анализ эволюции дефектной структуры поликристаллического титана в процессе кручения под высоким гидростатическим давлением (КВД) при различных (комнатных и криогенных) температурах деформации, а также влияние такой структуры на механические и электрохимические свойства.

В качестве материала для исследования был выбран технически чистый титан ВТ1-0, в котором на процессы структурообразования при пластической деформации в минимальной степени влияют атомы примесей или избыточные фазы. Образцы в виде пластин толщиной 50 мкм были подвергнуты КВД (6 ГПа) в камере Бриджмена при комнатной температуре (293 К) и при температуре кипения жидкого азота (77 К) со скоростью вращения подвижного бойка 1 об/мин и при числе полных оборотов подвижной наковальни $N = 1/4; 1/2; 1; 2; 3$ и 4.

Установлено протекание фазового превращения $\alpha \Rightarrow \omega$ мартенситного типа, которое реализуется при критическом значении деформации $N_{cr} = 1/4$ при 293 К и $N_{cr} = 1$ при 77 К. Установлено, что параметры решетки кристаллов α фазы ($a = 0.2954 \pm 0,0006$ нм, $c = 0.4683 \pm 0,0005$ нм), и ω фазы ($a = 0.4618 \pm 0,0006$ нм, $c = 0.2,826 \pm 0,0005$ нм) практически не зависят как от температуры, так и от величины КВД.

Показана применимость к описанию дефектных структур, формирующихся в процессе КВД при комнатной и криогенной температурах модели «двухфазной смеси», состоящей из деформационных фрагментов и рекристаллизованных зерен. Протекание в процессе КВД при криогенных температурах процессов непрерывной динамической рекристаллизации объяснено с позиций заметного влияния тепловых диссипативных эффектов.

Показано, что значение микротвердости HV увеличивается в результате КВД более чем в 1,5 раза и при больших N выходит на насыщение в результате деформации при 293 К, но продолжает плавно расти в результате деформации при 77 К. Установившиеся потенциалы стационарной коррозии (E_{cor}) продеформированных образцов более электроположительны, чем в исходном состоянии, что свидетельствует о том, что после КВД образцы находятся в пассивном состоянии. Наиболее положительные величины E_{cor} получены для образцов, подвергнутых КВД при $N = 0,5$ и 2.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 18-08-00640а).

ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ В СВЕРХСТРУКТУРЕ Fe₃Al ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Глезер А.М.^{1,2}, Либман М.А.², Тимшин И.А.¹, Щетинин И.В.¹,
Томчук А.А.²

¹ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва*

² *Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им. И.П. Бардина, Москва*
a.glezer@mail.ru

В настоящее время большое внимание исследователей привлекает способ существенного повышения физико-механических свойств металлических материалов путем использования больших пластических деформаций (SPD). Один из наиболее распространенных из них – кручение под высоким квазигидростатическим давлением (НРТ) в камере Бриджмена. В литературе много внимания уделяется влиянию SPD на механические свойства многочисленных металлов и сплавов, но, к сожалению, имеется лишь незначительное число работ, посвященных влиянию SPD на магнитные свойства ферромагнитных сплавов.

В работе детально проанализирована природа возможного влияния SPD при использовании метода НРТ на одну из фундаментальных характеристик ферромагнетика (удельную намагниченность насыщения) применительно к упорядочивающемуся по типу DO₃ сплаву Fe – 24 ат. % Al, который по своему составу близок к стехиометрическому A₃B. Одновременно со значением удельной намагниченности насыщения в работе было проанализировано влияние НРТ на значение параметра кристаллической решетки ОЦК твердого раствора Fe–24 ат. % Al и на степень дальнего порядка по типу DO₃.

Сплав Fe–24 ат.% Al был выплавлен в вакуумной печи в виде стержней диаметром 10 мм. Далее из них были изготовлены диски толщиной 0,3 мм, которые были отожжены в атмосфере аргона при температуре 500⁰С в течение 50 часов для формирования в сплаве равновесного состояния, соответствующего атомному упорядочению по типу DO₃. Далее дискообразные образцы были подвергнуты пластической деформации в камере Бриджмена при комнатной температуре на определенное число полных оборотов подвижной наковальни (1/4, 1/2, 1, 2, 3, 4 и 6) под квазигидростатическим давлением 4 ГПа и при скорости вращения подвижного бойка 1 об/мин.

Проведенные эксперименты в камере Бриджмена позволили получить широкий спектр значений параметра атомного упорядочения. В частности удалось впервые получить сплав, близкий к стехиометрическому составу Fe₃Al, в полностью неупорядоченном состоянии. Соответственно это позволило нам при воздействии НРТ получить предельно высокое значение параметра магнитного упорядочения и, следовательно, максимально возможное значение удельной намагниченности насыщения, которое заметно (на ≈ 11 %) превосходит исходное значение в сплаве Fe-24 ат.% Al в равновесном состоянии.

Экспериментально установлена отрицательная линейная корреляция между параметром дальнего порядка и удельной намагниченностью насыщения в изученном сплаве. Показано, что теория, основанная на рассмотрении деформации превращения при фазовом переходе «порядок – беспорядок», корректно описывает полученные экспериментальные результаты.

УЛУЧШЕНИЕ БИОСОВМЕСТИМОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОГО УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg–Y–Nd–Zr

Добаткин С.В.

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва
dobatkin.sergey@gmail.com*

Магниевого сплавы являются перспективными материалами медицинского назначения, которые должны обладать хорошими прочностными и коррозионными свойствами, а также хорошей биосовместимостью. Такого сочетания свойств можно добиться измельчением структуры магниевых сплавов в процессе интенсивной пластической деформации (ИПД). Целью работы было изучение микроструктуры, механических свойств, а также биосовместимости ультрамелкозернистого магниевого сплава WE43 после равноканального углового прессования (РКУП).

В работе было исследовано влияние РКУП на структуру, механические свойства и биосовместимость магниевого сплава WE43, содержащего 4%Y, 3,5%Nd и 0,5%Zr. РКУП проводили по двум режимам. Для режима 1 температура деформации понижалась с 400 до 350°C с шагом 50°C. В случае второго режима температура понижалась с 425 до 300 °C с шагом 25°C.

В ходе РКУП формируется ультрамелкозернистая структура со средним размером зерна $1,00 \pm 0,14$ мкм для режима 1 и $0,69 \pm 0,13$ мкм для режима 2. В случае режима 2 в структуре сплава после деформации присутствовали двойники деформации.

Измельчение структуры при РКУП приводит к упрочнению сплава WE43. В случае первого режима РКУП предел прочности возрастает до 250 МПа по сравнению с гомогенизированным состоянием (220 МПа) при некотором снижении пластичности с 10,5 до 7%. Для режима 2 наряду с повышением предела прочности до 300 МПа, происходит повышение пластичности до 13,2%.

Анализ биосовместимости проводили путем оценки гемолиза, цитотоксичности, способности клеток к пролиферации, а также скорости биодеградации.

Анализ гемолиза проводили в суспензии эритроцитов мышей при 37°C. Результаты оценки степени повреждения эритроцитов в присутствии образцов сплава показали, что гемолитическая активность сплава после РКУП была ниже, чем активность недеформированного сплава.

Оценка цитотоксичности проводилась в суспензии белых кровяных клеток мышей при 37°C. Было выявлено, что деформация методом РКУП приводит к увеличению уровня жизнеспособности лейкоцитов.

Анализ клеточной пролиферации проводили в культуре мультипотентных мезенхимальных стромальных клеток собаки (ММСК) при 37°C. В ходе изучения способности к пролиферации клеток, было выявлено, что цитопатогенный эффект на ММСК не проявлялся для сплава, обработанного РКУП.

Оценка скорости биодеградации сплава в эмбриональной бычьей сыворотке показала, что РКУП замедляет скорость биокоррозии.

Автор выражает благодарность за участие в работе асп. Н.С. Мартыненко, к.т.н. Е.А. Лукьяновой, д.б.н. Н.Ю. Анисимовой, д.т.н. Г.И. Раабу, проф., д.м.н. М.В. Киселевскому и проф. Ю.З. Эстрину.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (Грант №17-13-01488).

РЕНОВАЦИЯ СТРУКТУРЫ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ КРИОВОЗДЕЙСТВИЯХ

Аронин А.С.^{1,2} Абросимова Г.Е.¹, Аристова И.М.¹, Чан Ван Туан²,
Першина Е.А.¹

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

*2. Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия
aronin@issp.ac.ru*

Рассмотрены изменения структуры и прочностных свойств аморфно-нанокристаллических сплавов на основе алюминия в зависимости от фазового состава, размеров нанокристаллов и вида обработки.

1. Исследована эволюция структуры и свойств аморфных сплавов на основе алюминия при криотермоциклировании. Проанализированы изменения структуры в зависимости от:

- количества циклов,
- параметров криотермоциклирования (температуры начала и окончания циклов, длительность циклов),
- исходного состояния образца до начала термообработки.

Минимальная температура обработки соответствовала температуре жидкого азота. Показано, что использование метода криотермоциклирования позволяет изменять структуру материала, в том числе осуществлять реновацию частично-кристаллической структуры.

2. Для изучения зависимости микротвердости в аморфно-нанокристаллических сплавах от размера нанокристаллов путем специальных комбинированных обработок были получены образцы сплава $Al_{88}Ni_6Y_6$ с разным размером нанокристаллов Al и одинаковой долей нанокристаллической фазы (и, следовательно, с аморфной матрицей одинакового состава). Проанализирована микроструктура образцов и измерена их микротвердость. Показано, что нанокристаллы размером 5-6 нм не являются эффективными препятствиями для распространяющейся полосы сдвига. В случае более крупных нанокристаллов эффективность их действия в качестве барьера для полосы сдвига возрастает. Полученные результаты обсуждаются с учетом немонотонной зависимости прочностных свойств от размера кристаллов

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант 17-43-500809)

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ДИНАМИКУ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛЕ

Покоев А.В., Штанов В.М., Рясный А.В.

Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия
a.v.pokoev46@mail.ru

Известно [1], что «слабые» магнитные поля (с энергией $E_m \cong \mu_B B \ll kT$, где k – постоянная Больцмана, T – абсолютная температура) могут оказывать существенное влияние на пробеги дислокаций в щелочно-галогидных кристаллах, полупроводниках, металлах, сплавах, полимерах и др., что приводит к изменению микро- и макроскопических физико-механических параметров кристаллов и получило название магнитоэластического эффекта (МПЭ).

В настоящее время не существует полной теоретической модели МПЭ (за исключением, может быть, щелочно-галогидных кристаллов), которая позволяла бы объяснять в полной мере наблюдаемые его закономерности. Модель Френкеля-Конторовой (ФК) [2] считается одним из самых простых и универсальных инструментов при моделировании низкоразмерных систем. В данной работе в рамках модели ФК рассмотрено движение атомов в одномерной атомной цепочке, взаимодействующих между собой и с переменным потенциалом подложки. В итоге получено уравнение движения для атомов цепочки кристаллической структуры (например, линии дислокации), находящейся под воздействием импульсного магнитного поля (ИМП):

$$\ddot{x}_n = -\sigma \sin \frac{2\pi x_n}{a} + g(x_{n+1} + x_{n-1} + 2x_n) + A \exp\left(-\alpha\left(t - \frac{\tau_0}{2}\right)^2\right) \exp(-\lambda x_n),$$

где x_n – сдвиг атома в координатах « a » (a – параметр решетки); $\tau = a/v$ – время импульса ИМП, здесь v – скорость звука в кристалле; λ – коэффициент затухания; $\sigma = \sigma_p / (ak)$, здесь k – коэффициент упругости для атомов подложки; g – коэффициент упругости для атомов цепочки, а σ_p – барьер Пайерлса-Набарро (ПН); α – коэффициент, равный по величине обратному значению дисперсии распределения мощности ИМП, т.е. $\alpha = 1/(\mu_B \Delta B)$, где $\mu_B \Delta B$ – дисперсия мощности излучения, $\tau_0 = a/v_0$ и v_0 – скорость звука.

В результате проведения численного моделирования, были получены функциональные зависимости значения барьера ПН от величины дисперсии мощности ИМП, зависимость полуширины дислокационного перегиба от величины барьера ПН и зависимость относительной скорости дислокации от величины ПН.

Величина барьера ПН существенно зависит от параметров воздействия ИМП, а именно, с уменьшением дисперсии барьер ПН изменяется по своей величине. Это говорит о том, что внешнее воздействие ИМП оказывает значительное влияние на движение дислокаций внутри кристалла. Сделан вывод, что модель ФК предоставляет возможности для изучения некоторых проявлений МПЭ с целью их последующего анализа в рамках единого непротиворечивого подхода.

1. Альшиц В.И., Даринская Е.В., Колдаева М.В. Петржик Е.А. Магнитоэластический эффект: основные свойства и физические механизмы // Кристаллография. 2003. Т. 48. № 5. С. 838-867.
2. Браун О.М., Кившарь Ю.С., Модель Френкеля – Конторовой, М.: ФИЗМАТЛИТ. 2008. – 536 с.

СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ, НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА: СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Коржов В.П., Кийко В.М.

Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка Московской обл., Россия
korzhov@issp.ac.ru

Разработки представленных композитов нацелены на применение их в качестве основы изделий из жаропрочных материалов. Структуры композитов формировались методом диффузионной сварки пакетов фольг в вакууме под давлением при соответствующих температурах. Исходные пакеты для композитов на основе никеля собирались из чередующихся фольг никеля и алюминия, для композитов на основе ниобия – из фольг ниобия, покрытых суспензией, содержащей смесь порошков кремния и бора в полиэтиленгликоле, а для композитов на основе молибдена – из фольг молибдена, покрытых суспензией, содержащей также смесь порошков кремния и бора.

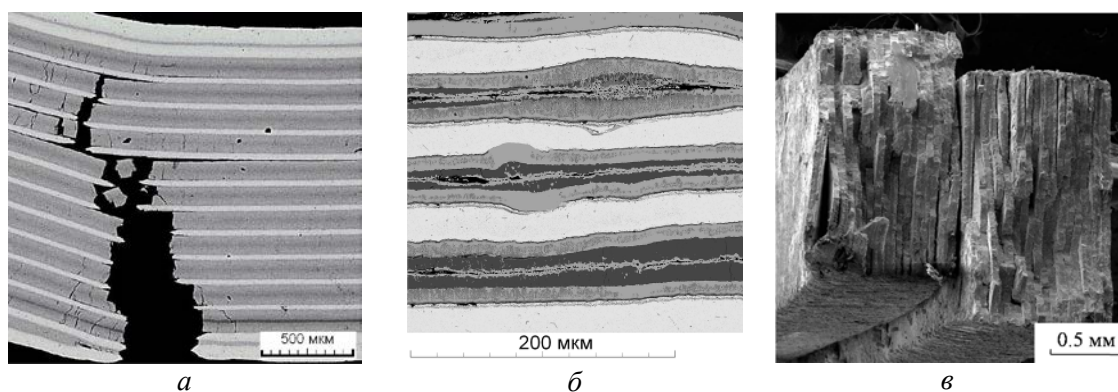


Рис.1. Структуры композитов: *а* – продольное сечение образца, полученного с использованием Ni и Al фольг, после испытания на изгиб, светлые слои – твердые растворы Al в Ni, темные – различные Ni–Al интерметаллиды; *б* – продольное сечение Nb–Si–B образца, светлые слои – твердые растворы B и Si в Nb, темные – различные Nb–Si–B соединения; *в* – поверхности разрушения Mo–Si–B образца после испытания на изгиб.

Изображения структуры композитов, полученных в сканирующем электронном микроскопе, представлены на рис. 1. А некоторые результаты измерений механических характеристик при комнатной температуре композитов приведены в табл. 1.

Табл. 1. Механические характеристики слоистых композитов на основе Ni, Nb и Mo.

Материал	Ni–Al	Nb–Si–B	Mo–Si–B
Плотность, г/см ³	7.50	7.20	8.57
Модуль упругости, ГПа	220	130	270
Прочность при изгибе, МПа	880	790	590
Трещиностойкость, МПа·м ^{1/2}	18.0	12.0	12.0

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-00687 А).

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ВЕРХНЕГО ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ МАТЕРИАЛОВ В КОНТЕКСТЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДИСЛОКАЦИЙ С ПРИМЕСНОЙ ПОДСИСТЕМОЙ

Ключник П.А.

Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова
ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия,
fandosmail@gmail.com

В работе рассматривается влияние температуры на процесс пластической деформации примесных кристаллов с высоким кристаллическим рельефом. В основе расчётов деформационных кривых кристалла лежит модель, описывающая динамику дислокационной подсистемы, примесной подсистемы, и их взаимодействие. Динамика дислокационной подсистемы описывается согласно модели Александра-Хаазена для чистых кристаллов. Динамика примесной подсистемы рассчитывается исходя из описания термоактивируемой диффузии атомов примесей в ядро дислокации и из него, в предположении, что при перемещении дислокации в следующую долину кристаллического рельефа, примесная атмосфера остаётся в прежней позиции [2]. Взаимодействие примесной и дислокационной подсистем учитывается введением тормозящего напряжения.

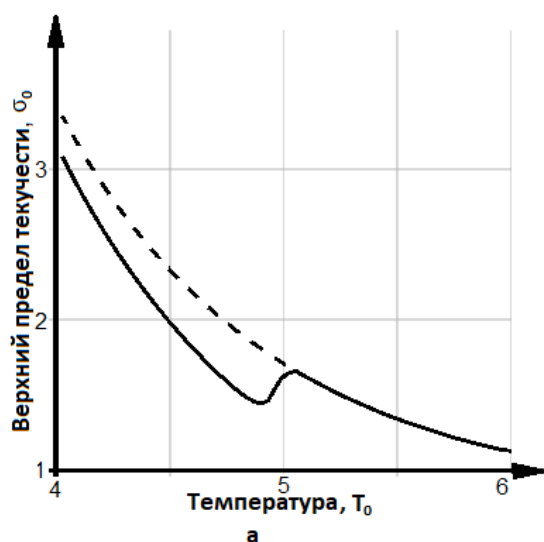


Рис.1. Демонстрация аномальной температурной зависимости деформирующего напряжения (результат моделирования). Пунктирная линия соответствует полному увлечению примесей дислокациями

температуры приводит к увеличению деформирующего напряжения, наблюдаются экспериментально, и качественно объясняются конкуренцией описанных факторов [1].

Результаты расчётов позволяют продемонстрировать появление температурного максимума предела текучести, наблюдаемого в натуральных экспериментах.

1. R.W.Thompson, O.N.Carlson Strain-aging effects of nitrogen in vanadium. Journal of the less-common metals, 7, 1964, p 321-329
2. Петухов Б.В. Об упрочнении кристаллов посредством иммобилизации дислокаций подвижными примесями. Кристаллография, 2011, Т. 56, N. 1, с. 65-71.

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ NiAl И ИХ ПРИМЕНЕНИЕ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

Левашов Е.А.¹, Капланский Ю.Ю.¹, Пацера Е.И.¹, Коротичский А.В.¹,
Самохин А.В.², Мартынов Д.А.³

¹ *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия, levashov@shs.misis.ru*

² *Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*

³ *АО «Полема», Тула, Россия*

Предложены технологические схемы получения узкофракционных сферических микропорошков (20-40 мкм) из жаропрочного сплава NiAl–12Cr–6Co–0.25Hf (ат. %) с высокой степенью сферичности, отсутствием сателлитов и внутренней пористости (рис. 1), основанные на синтезе порошков заданного состава для их последующей обработке в потоке термической плазмы. Данные порошки были использованы в технологиях горячего изостатического прессования (ГИП) и селективного лазерного плавления (СЛП). Определены оптимальные параметры СЛП- процесса для построения деталей сложной формы.

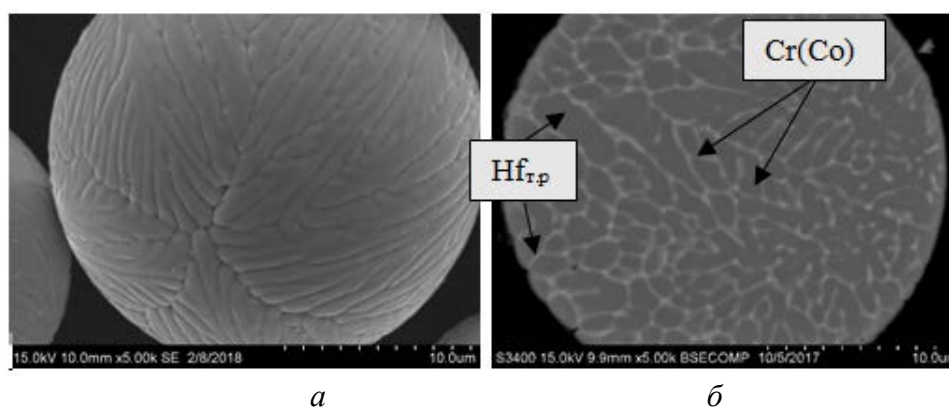


Рис. 1. Морфология (а) и микроструктура поперечного сечения (б) микропорошка сплава NiAl–Cr(Co)–Hf после обработки в потоке термической плазмы

Методами ПЭМ ВР, СЭМ и ЭДС изучены особенности формирования наночастиц Ni₂AlHf (фаза Гейслера) и твердого раствора гафния (Hf_{T.P.}) в перспективном сплаве NiAl–Cr(Co)–Hf. Проведены in-situ исследования структурно-фазовых превращений при нагреве в интервале 25–850 °С. Установлены два механизма образования наночастиц α-Cr внутри зерен NiAl: (1) спинодальный распад пересыщенного твердого раствора при 250–450 °С; (2) гетерогенная нуклеация и рост нанокристаллитов α-Cr на призматических дислокационных петлях при 750-850 °С. Показано, что разработанный сплав NiAl–Cr(Co)–Hf обладает иерархической трехуровневой структурой: 1й – дендриты на основе NiAl, разделенные друг от друга микронными прослойками хрома с вкраплениями наночастиц гафния на границах зерен; 2й – сферические выделения на основе хрома размером 50–100 нм в теле зерна NiAl; 3й – нановыделения α-Cr фазы и фазы Гейслера Ni₂AlHf.

Определены механические свойства сплава при комнатной температуре и зависимость высокотемпературной ползучести на установившейся стадии от температурно-силовых условий в интервале 600–1100 °С и при уровнях силового воздействия: 150, 200, 250 и 300 МПа.

АНОМАЛЬНЫЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ «РАСТВОРЕНИЯ-ВЫДЕЛЕНИЯ» ДИСПЕРСНЫХ ФАЗ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Сагарадзе В.В.

*Институт физики металлов имени М.Н.Михеева УрО РАН,
Екатеринбург, Россия
vsagaradze@imp.uran.ru*

Деформационно-индуцированное низкотемпературное растворение фаз внедрения в сталях известно давно. Пересекающие частицу дислокации могут увлекать за собой атомы углерода или азота в матрицу, вследствие того, что их активная диффузия развивается даже при отрицательных температурах. Подобное деформационное растворение дисперсных фаз, состоящих из элементов замещения (никель, титан, железо, хром, ванадий и др.), трудно себе представить, так как вакансионная диффузия этих элементов в стали при низких и криогенных температурах не происходит. Однако в выполненных нами работах [см. 1] была показана возможность образования деформационно-индуцированных приграничных атомных сегрегаций никеля и аномального деформационного растворения самых разнообразных дисперсных фаз (интерметаллидов, нитридов хрома и др.) при 300 К и ниже. В частности, мессбауэровским методом надежно показана возможность растворения интерметаллидов Ni_3Ti и Ni_3Al в предварительно состаренных сплавах Fe–36Ni–3Ti и Fe–36Ni–5Al в процессе деформации при 77К. Это объясняется деформационной генерацией и миграцией междоузельных атомов из частицы в матрицу. Как показывают расчеты [1], атомы никеля в междоузельное положение в виде краудина (энергия миграции $E \sim 0.1$ эВ) могут двигаться диффузионным путем (на ощутимое расстояние ~ 1 нм и больше) в поле напряжения дислокаций даже при температуре 77 К, когда вакансии «заморожены». При повышении температуры деформации до 500–600 К, напротив, активизируется вакансионная диффузия, что приводит к аномально ускоренному выделению интерметаллидов. Нами была экспериментально подтверждена миграция междоузельных атомов при 77–160 К в Fe–Ni сплавах по изменению электросопротивления в процессе отжига при этих температурах в предварительно деформированных, а также облученных электронами образцах.

Полученные результаты по аномальному растворению дисперсных фаз при деформации позволили оптимизировать и упростить производство дисперсно-упрочненных оксидами (ДУО) реакторных сталей. В частности, в результате растворения поверхностных окислов при обработке в мельнице предварительного окисленного порошка железа и проведения спекания с выделением упрочняющих наноксидов железа (размером 2.5 нм) получены объемные образцы ДУО-железа с высокими механическими свойствами ($\sigma_{0.2} \sim 570$ МПа).

1. Сагарадзе В. В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.

КРИВИЗНА-КРУЧЕНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В ДЕФОРМИРОВАННЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ

Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В.

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

Представлены результаты электронно-микроскопического исследования локальной кривизны-кручения (χ) кристаллической решетки, возникающей при деформации поликристаллических твердых растворов Cu–Mn с разным размером зерен. Изучались сплавы с концентрацией Mn в интервале 0.4 ... 25ат.% и средними размерами зерен $\langle d \rangle = 1 \dots 240$ мкм, относящимися к мезоуровню масштабов. Образцы сплавов деформировались растяжением на машине Instron при температуре 293К. Микроструктура образцов, деформированных до различных степеней $\varepsilon_{\text{ист}}$, изучалась на электронном микроскопе при ускоряющем напряжении 125 кВ. Были измерены плотность разориентированных границ деформационного происхождения и локальная кривизна-кручение кристаллической решетки. Величина χ измерялась с использованием параметров изгибных экстинкционных контуров, возникновение которых на электронномикроскопических изображениях микроструктуры деформированного материала свидетельствует о наличии локальной кривизны-кручения кристаллической решетки [1].

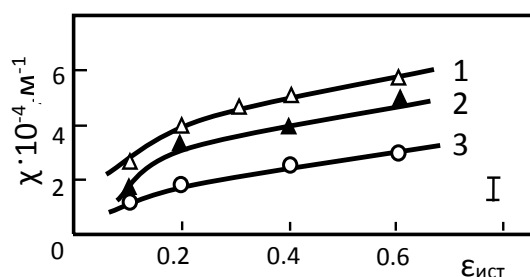


Рис.1. Зависимость кривизны-кручения кристаллической решетки χ от степени деформации $\varepsilon_{\text{ист}}$ для различных источников: 1 – стыков зерен, 2 – границ зерен, 3 – в разориентированной ячеисто-сетчатой субструктуре. Сплав Cu+0.4ат.% Mn

Выявлены источники χ . Установлено, что наиболее высокие значения χ характерны для границ зерен и их стыков. При развитой пластической деформации возникают источники χ дислокационного и дисклинационного происхождения [2].

Установлены закономерности изменения χ от различных источников с деформацией. Значения χ от стыков зерен и их границ всегда выше, чем в субструктуре, созданной деформацией. Величина χ связана с плотностью деформационных границ линейной зависимостью. Это свидетельствует о наличии процессов самоорганизации в дефектной под-системе. Выявлено влияние размера зерен на величину χ : уменьшение размера зерен увеличивает локальную кривизну-кручение. Это влияние наиболее существенно при $\langle d \rangle$ менее 100 мкм, что связано с увеличением доли границ зерен и стыков зерен в объеме материала.

Работа выполнена при поддержке государственного задания Минобрнауки России на проведение научных исследований по проекту 3.8320.2017/БЧ.

1. Конева Н.А., Тришкина Л.И., Потекаев А.И., Козлов Э.В. Структурно-фазовые превращения в слабоустойчивых состояниях металлических систем при термосиловом воздействии. – Томск: Изд-во НТЛ, 2015 – 344с.
2. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – Metallurgia, 1986. – 224с.

ЭВОЛЮЦИЯ КРИВИЗНЫ РЕШЕТКИ И РЕЕЧНОЙ СТРУКТУРЫ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО МАРТЕНСИТА ПРИ ОТПУСКЕ

Зисман А.А.¹, Золоторевский Н.Ю.², Петров С.Н.¹,
Яшина Е.А.¹

¹НИЦ «Курчатовский институт»-ЦНИИ КМ «Прометей»,
С.-Петербург, Россия

²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
С.-Петербург, Россия
mail@crism.ru

Методом дифракции обратно рассеянных электронов исследуется разупрочнение и изменение реечной структуры мартенсита в процессе отпуска низкоуглеродистой высокопрочной стали. Первый из этих эффектов оценивается по уменьшению кривизны (градиента ориентации) кристалла внутри реек, а второй анализируется с учетом заданного ориентационного соотношения (ОС) по статистике сопряжения его вариантов на межреечных границах. Хотя отображение кривизны уже использовалось для распознавания структурных типов α -фазы в *закаленном* состоянии [1], применение того же подхода к различным стадиям *отпуска* оказывается серьезной проблемой, поскольку различие между мартенситной и бейнитной составляющими по плотности дислокаций постепенно нивелируется из-за их одновременного разупрочнения. Анализ сопряжения вариантов ОС, что является чувствительным методом для определения доминирующей структурной составляющей (мартенсит и различные типы бейнита) в закаленной стали [2], до сих пор к отпуску не применялся; принято считать, что уменьшение плотности дислокаций и перераспределение углерода в ходе такой обработки не сопровождается существенным изменением кристаллографического строения материала.

В настоящей работе анализируется влияние отпуска на *спектр кривизны*, среднее значение которой отражает плотность решеточных дефектов, а эволюция формы спектра, в частности его расщепление, характеризует различие структурных составляющих закаленной стали по скорости разупрочнения (устойчивости к отпуску). По изменению статистики сопряжения вариантов ОС в ходе отпуска выявлен рост некоторых реек, отделенных от окружения большеугловыми границами (БУГ). Этот эффект, обеспеченный миграционной подвижностью БУГ при температурах выше 600°C и приводящий к измельчению мартенситной структуры, вызывается внутренними напряжениями, возникшими при взаимодействии смежных пакетов на завершающей стадии мартенситного превращения.

1. Зисман А.А., Петров С.Н., Пташник А.В. Количественная аттестация бейнитно-мартенситных структур высокопрочных легированных сталей методами сканирующей электронной микроскопии, *Металлург* (2014), N14, 91-96.
2. Miyamoto G., Iwata N., Takayama N., Furuhashi T. Quantitative analysis of variant selection in austenitized lath martensite, *Acta Mater.* (2012), V.60, 1139-1148.

О ВЛИЯНИИ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ДИФФУЗИОННОЕ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГЛЕРОДА ПРИ САМООТПУСКЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО РЕЕЧНОГО МАРТЕНСИТА

Голосиенко С.А.¹, Зисман А.А.¹, Хлусова Е.И.¹, Васильев А.А.²

¹НИЦ «Курчатовский институт»-ЦНИИ КМ «Прометей»,
С.-Петербург, Россия

²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
С.-Петербург, Россия
mail@crism.ru

Общеизвестно сильное влияние легирующих элементов на коэффициент диффузии углерода в стали (D_C), однако до последнего времени отсутствовали количественные данные, позволяющие аккуратно учесть этот эффект при моделировании закалки и отпуска. В частности, представляют большой научный и практический интерес условия формирования атмосфер на дислокациях и сегрегаций на границах раздела в процессе самоотпуска мартенсита при закалке легированных сталей.

На основании опубликованных за последние полвека экспериментальных данных была разработана модель [1], с хорошей точностью предсказывающая температурную зависимость величины D_C в α -фазе сталей с разным содержанием Cr, Ni, Mo, Mn и Si. В настоящей работе, рассматривающей закалку низкоуглеродистых высокопрочных сталей с учетом выделения тепла мартенситного превращения, эта модель используется для оценки диффузионного пути (L) углерода. В более легированной стали АБ-3 величина L не превышает нескольких тысячных долей микрона, что исключает при закалке формирование углеродных атмосфер на решеточных дислокациях и, тем более, сегрегаций на границах между мартенситными рейками. В менее легированной стали 750W величина L сопоставима с характерным расстоянием порядка $0.05\mu\text{m}$ между дислокациями в мартенсите и, таким образом, обеспечивает формирование атмосфер.

Полученные оценки хорошо согласуются с изменением свойств рассматриваемых материалов при отпуске. Действительно, при относительно медленном нагреве стали АБ-3 до температуры $T \geq 600^\circ\text{C}$ растворенный углерод диффундирует на расстояния порядка $1\mu\text{m}$, что приводит к упрочнению за счет образования атмосфер и карбидов на дислокациях, но может сопровождаться падением вязкости из-за сегрегации углерода на границах между рейками или блоками мартенсита. В то же время, из-за сильного взаимодействия *закалочных* атмосфер с дислокациями в стали 750W на них во время изотермической выдержки могут формироваться цепочки мелких карбидов, но связанный углерод не переходит в твердый раствор. Иначе говоря, вторичное твердение при отпуске менее выражено по сравнению с АБ-3 и не сопровождается формированием сегрегаций на границах раздела, что могло бы резко снизить вязкость материала. По результатам анализа рекомендован химический состав, который должен обеспечить приемлемый компромисс между прочностными и вязким свойствами низкоуглеродистой мартенситной стали, подвергаемой высокому отпуску после закалки.

1. Vasilyev A.A., Golikov P.A. Carbon diffusion coefficient in alloyed ferrite, *Физика и механика материалов* (2018), в печати.

ВЛИЯНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ АМОРФНЫХ МИКРОПРОВОДОВ НА ИХ МАГНИТНЫЕ ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ СВОЙСТВА

Аксенов О. И., Орлова Н. Н., Аронин А. С.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

oleg_aksenov@inbox.ru

Аморфные микропровода в стеклянной оболочке ферромагнитных составов обладают широким спектром интересных с точки зрения практических приложений магнитных свойств: бистабильным перемагничиванием, эффектом гигантского магнитного импеданса, малой коэрцитивной силой и др.[1] Магнитные свойства микропроводов определяются их композиционной магнитной структурой. Существенный вклад в ее формирование вносит магнитоупругая анизотропия, которая напрямую зависит от распределения внутренних механических напряжений и магнитострикции.[2] Остаточные внутренние механические напряжения возникают в процессе изготовления микропроводов: при закалке, вытягивании, затвердевании (из-за разницы коэффициентов термического расширения металла и стекла). На основании расчетов распределения внутренних напряжений в АМСО [3] предполагается, что магнитная структура ферромагнитного микропровода состоит из внутренних цилиндрических доменов, намагниченность которых направлена вдоль оси провода, и поверхностного кольцевого слоя доменов, ориентация намагниченности в котором зависит от магнитострикции λ провода: радиальная – $\lambda > 0$, циркулярная – $\lambda < 0$ [4-6]. В данной работе, проводилось исследование изменения коэрцитивной силы аморфных микропроводов с положительной магнитострикцией в зависимости от изменения внутренних осевых напряжений *in situ*. Измерения коэрцитивной силы осуществлялись методами вибрационной и Нами получены зависимости изменения гистерезисных свойств микропроводов в зависимости от растягивающих напряжений. Проведен расчет изменения компонент внутренних напряжений, исходя из модели распределения напряжений в аморфной матрице микропровода. [3] По полученным петлям гистерезиса образцов микропроводов построены и проанализированы кривые зависимостей коэрцитивной силы от растягивающих напряжений $H_C(\sigma_s)$. Данные магнитометрии позволяют судить о немонотонном изменении коэрцитивной силы в зависимости от приложенных напряжений.

Авторы выражают благодарность РФФИ за частичную финансовую поддержку (гранты № 18-32-00251, 17-43-500809).

1. L.V. Panina, D. P. Makhnovskiy, K. Mohri. Journal of Magnetism and Magnetic Materials, (2004), 272/276(2), 1452–1459.
2. И.В. Золотухин. Физические свойства аморфных металлических материалов, М.: «Металлургия», (1986), 176.
3. H. Chiriac, T. A. Ovari, and Gh. Pop. Physical Review B, (1995), 52, 10 104-10 113.
4. J. Velazquez, M. Vazquez, and A. P. Zhukov. Journal of Materials Research, (1996), 11, 2499-2505.
5. N. N. Orlova, A. S. Aronin, S. I. Bozhko, Yu. P. Kabanov, and V. S. Gornakov. Journal of Applied Physics, (2012), 111, 073906-1 – 073906-7.
6. O.I. Aksenov, G.E. Abrosimova, A.S. Aronin, N.N. Orlova, M.N. Churyukanova, V.A. Zhukova, A.P. Zhukov. Journal of Applied Physics, (2017), 122, 235103.

ДИНАМИЧЕСКИЕ ПРОСТРАНСТВЕННО-ВРЕМЕННЫЕ СТРУКТУРЫ НА ПОВЕРХНОСТИ НАГРУЖЕННЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Хон Ю.А., Каминский П.П., Слядников Е.Е.

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

khon@ispms.tsc.ru

Известно, что на плоской поверхности нагруженных твердых тел наблюдаются пять типов паттерна: (1) канавки и валы [1-3], (2) хаотическая мелкая рябь; (3) живущие конечное время высокие волны на фоне мелкой ряби; (4) хаотическое распределение высоких волн; (5) периодические структуры [4-6]. Первый тип паттерна существует при величине приложенного напряжения $s > s_{el}$ (упруго-диффузионная неустойчивость [1-3]). Другие типы паттерна наблюдаются при $s < s_{el}$. Их происхождение остается неизвестным. Механизм и условия образования указанных типов паттерна на поверхности нагруженных твердых тел остаются не ясными. По механизму упруго-диффузионной неустойчивости развиваются только трещино-подобные структуры в виде канавок и валов. Исключается и возбуждение по механизму тепловых флуктуаций из-за крайне малой вероятности когерентного смещения большого числа атомов. Проблематичным оказывается и механизм восходящей диффузии, поскольку возникает задача объяснения смены знака коэффициента диффузии (с положительного на отрицательный).

Показано, что причиной формирования паттерна является динамическая неустойчивость плоской поверхности твердого тела под нагрузкой. При $s < s_{el}$ плоская поверхность может быть неустойчива относительно флуктуаций электронной плотности. Данная неустойчивость проявляется и развивается при механизме релаксации, определяемом динамическими смещениями атомов, вызванными изменением межатомного взаимодействия при перераспределении электронной плотности. Предложены модель и метод, в рамках которых происхождение и основные особенности различных типов динамического паттерна на поверхности твердых тел под нагрузкой, находят простое объяснение.

1. R.J. Asaro, W.A. Tiller. Interface Morphology Development During Stress Corrosion Cracking: Part I. Via Surface Diffusion, Metall. Trans. 3 (1972) 1789-1796.
2. M. A. Grinfeld, The Influence of Surface Tension on Heterogeneous Equilibria, Doklady, Earth Sci. Sect, 283 (1985) 27-30.
3. D.J. Strolovitz, On the Instability of Surfaces of Stressed Solids, Acta Metall. 37, 621 (1988).
4. Zhurkov S. N., Korsukov V. E. , Luk'yanenko A. S., Obidov B. A., Svetlov V. N. , Smirnov A. P., Transformation of mechanically loaded Ge(111) surface, JETP Letters 51 (1990) 370-372.
5. V. E. Korsukov, A. S. Luk'yanenko, B. A. Obidov, V. N. Svetlov, Transformation of the surface of the amorphous alloy Fe₇₀Cr₁₅B₁₅ under stress, JETP Letters 55 (1992) 621-623.
6. V. E. Korsukov, A. S. Luk'yanenko, B.A. Obidov, V. N. Svetlov, E. V. Stepin, Growth of roughness features on the surface of a foil of the amorphous alloy Fe₇₀Cr₁₅B₁₅ as a response to a tensile stress, JETP Letters 57 (1993) 358-360.

О ЖИДКОМ И АМОРФНОМ СОСТОЯНИЯХ В НАНО- И МИКРООБЛАСТЯХ В МЕТАЛЛАХ ПРИ И ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Нечаев Ю.С., Филиппова В.П., Блинова Е.Н.

ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», ИМФМ им. Г.В. Курдюмова,
Москва, Россия;
yuri1939@inbox.ru

В свете известной дискуссии между Я.И. Френкелем и Л.Д. Ландау об атомных механизмах перехода от дальнего к ближнему порядку в кристаллических материалах, современных данных трехмерной атомно-зондовой томографии и полевой ионной микроскопии и ряда других результатов рассматриваются некоторые физические аспекты структурно-фазовых изменений так называемых «неравновесных» границ зерен, образующихся при наноструктурировании металлических материалов посредством интенсивного «мегапластического» деформирования (ИМД), а также при сверхпластичном деформировании.

При помощи термодинамического анализа (опосредованный эксперимент) ряда наиболее цитируемых экспериментальных данных проведено изучение периодического («трехуровневого») изменения состояния границ зерен при сверхпластичном деформировании (Zn–Al и других сплавов) от «равновесного» состояния (I) с пренебрежимо низкой плотностью «захваченных» решеточных дислокаций к первому предельному «неравновесному» состоянию (II) с предельно высокой плотностью «захваченных» решеточных дислокаций, энергия которых близка к энергии плавления материала (диссипативный переход I→II (преобладающий прямой и существенный обратный процессы)), с последующим переходом к второму предельному «неравновесному» жидкоподобному состоянию (III) (фазовый переход первого рода II→III, типа плавления (прямой процесс)) и возвращению к исходному «равновесному» состоянию I (фазовый переход первого рода III→I, типа кристаллизации (прямой процесс)). Такая модель соответствует одновременно как положениям теории Л.Д. Ландау о невозможности непрерывного перехода от дальнего к ближнему порядку в кристалле, так и положениям теории Я.И. Френкеля о возможности плавления (или аморфизации) кристалла при низкой температуре посредством введения определенного количества решеточных дефектов.

Показана возможность «закалки» жидкоподобного состояния границ зерен в материале и проявления последующего влияния (в течение определенного времени) на свойства материала.

Модель позволяет количественно интерпретировать известные экспериментальные данные о высоких локальных напряжениях в областях границ зерен (из-за фазовых переходов), об аномальном бимодальном («нано-микро») распределении зерен по размерам и об аномалиях диффузии и межзеренного растрескивания в металлических материалах, подвергнутых ИМД.

Модель позволяет также интерпретировать известные экспериментальные данные о структуре и механических и физических свойствах ряда аморфных сплавов типа металл - металлоид, подвергнутых ИМД, и показывает возможность образования в таких сплавах жидкоподобных или аморфных нано- и микрообластей (в т.ч. аномально широких полос скольжения) и последующей «нанокристаллизации» этих областей.

Работа выполнена в рамках гранта РФФИ №16-08-00599.

ПРИМЕНЕНИЕ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА (МС) ДЛЯ СОЗДАНИЯ НОВЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СПЛАВОВ

Портной В.К. *, Леонов А.В. *, Гусаков М.С. **, Логачев И.А. **, Федотов С.А. ***

* Химический факультет МГУ имени М.В. Ломоносова,

** ОАО «Композит»,

*** ФГУП ВНИИА им. И.А. Духова

valeri.portnoy@gmail.com

В последнее время новые, т.н. высокоэнтروпийные сплавы (ВЭС), которые состоят, из 4 - 5 основных металлических элементов в соотношениях, близких к эквиатомным, и, следовательно, имеют более высокую конфигурационную энтропию, чем обычные сплавы. Высокие характеристики ВЭС – твердость, прочность и износостойкость, сопротивление воздействию окружающей среды – окислению, коррозии, пластичность и сверхпластичность, магнитные свойства обеспечиваются гомогенностью распределения разнородных атомов в твердых растворах и нанокристаллической субструктуре, а также благодаря сильному искажению кристаллической решетки из-за различия атомных радиусов элементов замещения.

Одним из наиболее часто используемых методов получения ВЭС является закалка расплавов (ЗР) с последующей термической, термомеханической или деформационной обработкой, лазерная наплавка, распыление и т.д. Известно незначительное число работ, использующих метод (МС), для создания ВЭС, хотя этот метод может быть перспективным.

При МС взаимодействие компонентов и образование порошкового сплава происходит под действием деформации, при низких температурах и компоненты перемешиваются на «атомном уровне» с формированием гомогенной структуры. Таким образом, если помолот смесь нескольких элементов эквиатомного состава удастся перемешать до гомогенного твердого раствора и/или аморфной фазы, то достигнутое состояние можно охарактеризовать как порошковый ВЭС.

Идея высокотемпературных ВЭС оказывается весьма перспективной, в последние годы среди ВЭС, уже обнаружено ряд сплавов $Nb_{25}Mo_{25}Ta_{25}W_{25}$, $TaNbHfZrTi$, $HfNbTiZr$ и $HfNbTaTiZr$, которые обладают высокой пластичностью при растяжении при комнатной температуре. Все вышеперечисленные сплавы были получены методом закалки расплава.

В работе ставилась задача получения высокотемпературных сплавов из смесей элементов $HfNbTaTiZr$ и $HfNbTaTiZrMo$, а также формирование фаз при нагреве и последующем компактировании методом горячего изостатического прессования ГИП.

Методом МС 2 – х смесей тугоплавких металлов $Hf_{0.5}Nb_{0.5}Ta_{0.5}Ti_{1.5}Zr_1$ (1) и $HfNbTaTiZrMo$ (2) в мельнице «FRITSCHE (P-7)» были сформированы высокодисперсные порошковые двухфазные сплавы.

В результате компактирования методом горячего изостатического прессования (ГИП) при температуре $1200^{\circ}C$ были получены плотные образцы.

Механические испытания на сжатие показали комбинацию высокой прочности и пластичности: для образца 1, $\sigma_b = 1340$ МПа и $\delta = 7\%$. Для образца 2 эти значения еще выше: $\sigma_b = 2165$ МПа, при $\delta = 10\%$.

БЕЗДИФфуЗИОННОЕ ЗАТВЕРДЕВАНИЕ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ В ЛОКАЛЬНО-НЕРАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ

Соболев С. Л.

*Институт проблем химической физики Российской академии наук,
Черноголовка, Московская область, Россия*
sobolev@icp.ac.ru

Фазовые превращения, такие как затвердевание переохлажденных бинарных и многокомпонентных сплавов, вторичное затвердевание металлов и полупроводников под воздействием сверхкоротких лазерных импульсов, затвердевание коллоидных систем, фазовые превращения в конденсированных системах и др. могут протекать в условиях далеких от локального равновесия, когда диффузия растворенного компонента перед зоной фазового превращения не может быть описана классическим уравнением диффузии параболического типа. Для изучения таких высокоскоростных фазовых превращений предложена локально-неравновесная диффузионная модель (ЛНДМ) [1-4], основанная на уравнении диффузии гиперболического типа. Это уравнение содержит вторую производную от концентрации по времени, которая учитывает инерционные (релаксационные) свойства процесса переноса. В этом случае диффузия растворенного компонента перед фронтом фазового превращения может быть описана при помощи эффективного коэффициента диффузии $D^{eff}(V)$, зависящего от скорости фронта фазового превращения V в следующем виде [1-4]:

$$D^{eff}(V) = \begin{cases} D(1 - V^2/V_D^2); & V < V_D \\ 0; & V > V_D \end{cases}$$

где D - коэффициент диффузии, V_D - характерная диффузионная скорость (скорость распространения диффузионных возмущений). Таким образом, ЛНДМ предсказывает резкий переход к бездиффузионному режиму фазового превращения $D^{eff}=0$ при конечной скорости фронта фазового превращения $V=V_D$. При этом коэффициент разделения примеси в зоне фазового превращения имеет вид

$$K^{eff}(V) = \begin{cases} \frac{K_E(1 - V^2/V_D^2) + K_E Vh/D}{1 - V^2/V_D^2 + K_E Vh/D}; & V < V_D \\ 1; & V > V_D \end{cases}$$

и предсказывает переход к безразделительным затвердеванием с коэффициентом разделения примеси $K=1$ при $V=V_D$, что хорошо согласуется с результатами экспериментов по высокоскоростному затвердеванию бинарных сплавов [1-4]. Переход к бездиффузионным и безразделительным режимам фазовых превращений сопровождается резким изменением структуры от кристаллической к аморфной – так называемый «захват беспорядка».

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Правительства Московской области в рамках научного проекта №17-43-500437.

1. S.L. Sobolev, Materials Science and Technology, 31 (2015) 1607. [2] S.L. Sobolev, Acta Materialia, 116 (2016) 212. [3] S.L. Sobolev, Material Letters, 89 (2012) 191. [4] S.L. Sobolev, Acta Materialia, 93 (2015) 256.

МЕХАНИЗМ ОБРАТИМОСТИ, СВЯЗАННЫЙ С ЗАПАЗДЫВАНИЕМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ, НА ПРИМЕРЕ ЛИНЕЙНОГО ОСЦИЛЛЯТОРА

Метлов Л.С.^{1,2}, Захаров А.Ю.³

¹ГУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», Донецк,

lsmet@fti.dn.ua

²Донецкий национальный университет, Донецк

³Новгородский государственный университет им. Ярослава Мудрого,
В. Новгород

Известно, что необратимые процессы зависят от предыстории. Запаздывание взаимодействия – это один из видов предыстории, поэтому возникла идея всю необратимость принципиально объяснить из чисто механического безвероятностного описания с учетом запаздывания взаимодействия [1]. В общем виде задача является непомерно сложной, поэтому возникла необходимость опробовать общую методологию на простейшем примере двухчастичной задачи в приближении линейного осциллятора.

$$\begin{aligned} \ddot{x}_1(t) + \omega_0^2[x_1(t) - x_2(t - \tau)] &= 0 \\ \ddot{x}_2(t) + \omega_0^2[x_2(t) - x_1(t - \tau)] &= 0 \end{aligned} \quad (1)$$

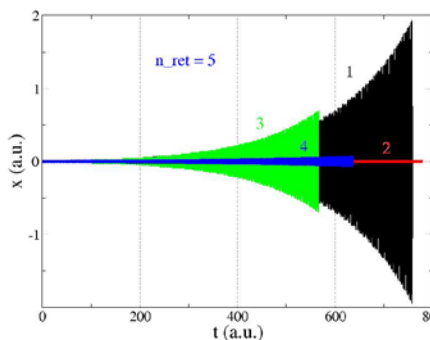
где $x_1(t)$, $x_2(t)$ – смещения частиц 1 и 2 из положения равновесия, ω_0 – угловая частота собственных колебаний линейного осциллятора в отсутствие запаздывания.

Запаздывание τ определяется расстоянием между частицами L и скоростью распространения взаимодействия v : $\tau = L/v$ и при условии $x_1(t) \ll L$ является величиной постоянной. Задача имеет стационарные незатухающие решения (кривая 2 на рисунке), которые удовлетворяют условию

$$L = \frac{n\lambda}{4} \quad (2)$$

где λ – длина волны с частотой линейного осциллятора ω , перенормированной за счет запаздывания ($\omega = \alpha\omega_0$).

Кроме того, в случае отклонения от условия (2) задача имеет в разной степени разрастающиеся (кривые 1, 3, 4 на рисунке) и затухающие решения. Затухающие решения свидетельствуют, что при наличии запаздывания возможны равновесные расстояния между частицами, когда частицы будут находиться в покое (отсутствие колебаний). Разрастающиеся по амплитуде колебания в конечном итоге приведут к нарушению условия малости колебания и к необходимости учета отклонения запаздывания от постоянного значения.



При слабом отклонении от стационарной орбиты отклонение запаздывания от постоянного значения можно учесть в следующем приближении теории возмущения. В этом случае, если эволюция системы будет возвращать систему к исходному стационарному орбите, то последняя будет устойчивой, и наоборот. Необратимость в данном случае есть следствие обмена энергией частиц с полем, передающем взаимодействие (вакуумом), и проявляется даже в случае маломерных систем, состоящих всего лишь из двух частиц.

1. A.Yu. Zakharov // Physica A. – 2017. – V. 473. – P. 72-76.

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ СТРУКТУРНОГО ПАРАМЕТРА ПОРЯДКА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ

Заворотнев Ю.Д.¹, Метлов Л.С.^{1,2}, Глезер А.М.³, Сундеев Р.В.³

¹ГУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина»
Донецк, lsmet@fti.dn.ua

²Донецкий национальный университет, Донецк

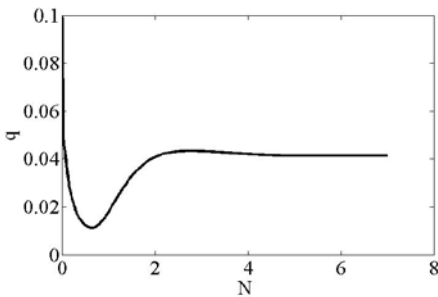
³ФГУП ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, Москва

Если в кристалле при некоторой температуре произошел структурный фазовый переход второго рода, то новое состояние характеризуется параметром порядка q , который преобразуется по некоторому неприводимому представлению высокосимметричной группы кристалла. Пусть к кристаллу приложен крутящий момент величиной M , направленный по оси OZ . С учетом предыстории выражение для плотности неравновесного термодинамического потенциала запишем в виде (без учета предыстории см. [1])

$$\Phi = \frac{1}{2}b_1q^2(N) + \frac{1}{4}b_2q^4(N) + \frac{1}{6}b_3q^6(N) + \gamma_1 M^6 \left(q_x \frac{\partial q_y}{\partial z} - q_y \frac{\partial q_x}{\partial z} \right) + \gamma_2 M^2 \left[\left(\frac{\partial q_x}{\partial z} \right)^2 + \left(\frac{\partial q_y}{\partial z} \right)^2 \right] + A \frac{q(N)}{\Delta N} \int_{N-\Delta N}^N q(x) dx + \Phi_{упр} \quad (1)$$

$$M = \alpha_1 th(\alpha_2 N) \quad (2)$$

где $\alpha_i (i = 1, 2)$, $b_i (i = 1 - 3)$, A – феноменологические постоянные, N – число оборотов, $\Phi_{упр}$ – потенциал упругого взаимодействия, который зависит от тензора упругости. Зависимость (2) учитывает эффект пластичности. Эту часть в будущем предполагается рассчитывать методами неравновесной эволюционной термодинамики [2]. После нахождения равновесных значений компонент тензора упругости как функций от $q(N)$ и подстановки в (1) получаем потенциал аналогичный вышеприведенному, но без слагаемого $\Phi_{упр}$. В результате коэффициенты разложения будут зависеть от компонент



тензора упругости и крутящего момента. Так, при четвертой степени он будет иметь теперь вид $(I + B \cdot M^2)b_2$. В приближении постоянства модуля ПП получаем зависимость, представленную графиком на рисунке.

При увеличении предыстории (ΔN) горб в центральной части графика на рисунке уширяется, а величина его максимума зависит от значения постоянной взаимодействия A . Такое поведение

зависимости $q(N)$ объясняется резким уменьшением вклада в предысторию начального участка кривой $q(N)$. С физической точки зрения уменьшение $q(N)$ при малых значениях N означает частичный возврат кристалла в высокосимметричное состояние при малых значениях M . При постановке соответствующего эксперимента возможно установить силу и закон влияния предыдущих состояний. Полученная кривая качественно соответствует экспериментальной зависимости в работе [3, (см. рис. 2)].

1. Ю.Д. Заворотнев, Е.Г. Пашинская // ФТТ. – 2016. – Т. 58. – С. 647-655.
2. Metlov L.S. // Phys. Rev. E. – 2014. – V. 90. – P. 022124(8).
3. A.M. Glezer, et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2014. – V. 744. – P. 791-796.

СВОЙСТВА И СТРУКТУРА КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ

Пермякова И.Е.¹, Блинова Е.Н.¹, Томчук А.А.¹, Савченко Е.С.²

¹ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П. Бардина",

²ФГАОУ ВО НИТУ "МИСИС"

inga_perm@mail.ru

В данной работе возникла идея создать композитный материал на основе двух аморфных сплавов (АС), отличающихся друг от друга по свойствам, химическому составу, характеру кристаллизации. Для формирования композита выбран метод кручения под высоким давлением (КВД), позволяющий создавать в материалах новые структурные состояния и комплекс свойств иного уровня, которые невозможно получить при традиционных технологиях обработки. Тонкие ленточные образцы АС Fe_{53,3}Ni_{26,5}V_{20,2} (сплав 1) и Co_{28,2}Fe_{38,9}Cr_{15,4}Si_{0,3}V₁₇ (сплав 2), полученные закалкой из расплава, после пакетной сборки с чередованием слоев консолидировали в камере Бриджмена при разных степенях деформации ($N = 1/2-9$ оборотов). Изученные материалы остаются аморфными вплоть до $N = 2$. Выявлено снижение величины микротвердости композита на ~ 16 % при малых степенях деформации ($N = 2$). Для сплава 1 минимум H_v также приходится на $N = 2$. Для сплава 2 уменьшение данной механической характеристики происходит более плавно и в более широком диапазоне деформаций, $H_{v\min}$ достигается при $N = 5$. Падение микротвердости на начальных этапах КВД можно связать с происходящими изменениями в топологическом и химическом ближнем порядке, предшествующими кристаллизации. Кроме того КВД инициирует появление в аморфной матрице множество полос сдвига (ПС), а как известно их наличие снижает прочность АС и существенно облегчает процессы пластического течения. Следует отметить, также важную роль процессов миграции и перераспределения областей избыточного свободного объема вблизи и внутри ПС. Показано, что КВД при больших степенях деформации способно обеспечить как уменьшение размеров нанокристаллов, так и заметно повысить при комнатной температуре твердость композита в интервале $N = 3-9$ оборотов. Рост H_v также установлен у АС, из которых он образован: для сплава 1, начиная с $N = 3$ и для сплава 2 после $N = 5$. Идентификация фаз показала выделение α -Fe с ОЦК-решеткой, α -Co с ГПУ-решеткой, боридов Fe₂V и Co₂V. В силу того, что составляющие композита АС имеют в своем составе повышенного содержания железа, удалось достичь большого измельчения структуры, что связано с более высокой температурой плавления для ОЦК-металлов и ограниченным набором систем скольжения в них. Изучен отклик магнитных характеристик исследуемых материалов после больших деформаций. Существенного влияния КВД на удельную намагниченность насыщения σ_s не отмечено как для сплавов 1 и 2, так и композита на их основе. Во всем диапазоне деформаций изменение величины σ_s незначительно и составляет не более 2-3 % относительно исходных значений (без обработки). Поведение коэрцитивной силы H_c при увеличении степени деформации немонотонно, с выраженным максимумом (H_c возрастает в 1,5-2 раза) в области $N = 1$ для всех исследованных материалов. Далее H_c падает до значений несколько превосходящих исходные и стабилизируется в пределах сохранения магнитно-мягкого состояния сплавов.

Таким образом КВД подтверждает потенциал использования ИПД в качестве эффективного способа создания композитов путем консолидации ленточных АС, а также является полезным инструментом для улучшения их структуры и управления свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 17-02-00402 «А»).

ИЗОТЕРМИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПРЕДМАРТЕНСИТНОЙ ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi

¹Беляев С.П., ¹Реснина Н.Н., ¹Демидова Е.С., ¹Иванов А.М.,
²Шеляков А.В., ^{3,4}Андреев В.А.

¹Санкт Петербургский государственный университет, Санкт Петербург, Россия

²Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ», Москва, Россия

³ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия

⁴Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

spbelyaev@mail.ru

Сплавы с эффектом памяти формы демонстрируют необычные механические свойства благодаря термоупругим мартенситным переходам, которые являются переходами первого рода и характеризуются атермической кинетикой. Вместе с тем появились работы, которые показывают, что в сплавах на основе TiNi возможна реализация таких превращений в изотермических условиях. В связи с этим возникает задача исследования условий, при которых термоупругое мартенситное превращение в сплавах на основе TiNi происходит при постоянной температуре, что позволит определить природу этого явления.

В настоящей работе термоупругие мартенситные превращения исследовали в двух сплавах TiNi различного состава с 50 и 51 ат% никеля и в четырех компонентном сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$. Установлено, что переход B2 \rightarrow B19' происходит при изотермической выдержке в том случае, если при охлаждении в сплаве наблюдаются предмартенситные явления, к которым относится аномальная температурная зависимость электрического сопротивления, твидовый контраст на электронномикроскопических изображениях и наличие тяжей на картинах микродифракции. Все эти явления были обнаружены в закаленном сплаве $Ti_{49}Ni_{51}$ и в сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ и вызваны образованием деформационных нанодоменов в предмартенситной области температур.

В закаленном сплаве $Ti_{49}Ni_{51}$ и в сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ изучена кинетика мартенситного перехода при различных температурах выдержки и показано, что максимальная доля мартенсита, которая может быть получена в изотермических условиях, зависит от температуры выдержки и никогда не достигает 100 %. Увеличение температуры выдержки относительно температуры M_n – температуры начала прямого мартенситного перехода при непрерывном охлаждении, понижает максимальную объемную долю мартенсита, возникшего в изотермических условиях.

Полученные данные позволили выдвинуть гипотезу о механизме реализации мартенситного перехода в сплавах на основе TiNi в изотермических условиях. На основании этой гипотезы избыточное количество атомов замещения в сплаве препятствует сдвигу, необходимому для трансформации аустенитной B2 решетки в мартенситную B19'. Это приводит к тому, что в предмартенситной области температур образуются деформационные нанодомены – области аустенитной фазы, в которых произошел незавершенный сдвиг. В процессе изотермической выдержки концентрация атомов замещения меняется вследствие ненулевой подвижности атомов. Как следствие, концентрация атомов замещения уменьшается в некоторых областях и там происходит сдвиг, необходимый для образования B19' фазы, т.е. в этих областях происходит B2 \rightarrow B19' переход.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (№18-19-00226).

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi ПРИ НИЗКОЧАСТОТНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ВИБРАЦИЯХ

^{1,2}Реснина Н.Н., ^{1,2}Беляев С.П., ³Рубаник В.В., ³Рубаник В.В. мл., ¹Демидова Е.С.,
³Ужекина А.Н., ⁴Шеляков А.В.

¹Санкт Петербургский государственный университет,
Санкт Петербург, Россия

² Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова
НИЦ "Курчатовский институт", Гатчина, Россия

³Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

⁴Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
Москва, Россия

resnat@mail.ru

Целью работы явилось исследование влияния низкочастотных колебаний на изменение аморфной структуры сплавов на основе TiNi, полученных закалкой из расплава. Низкочастотные колебаний частотой 2 и 20 Гц и амплитудой 1 и 4 мкм прикладывали в течение различного времени в режиме растяжения к тонким аморфным лентам в динамическом механическом анализаторе при различных температурах 25 – 450 °С, которые были меньше температуры кристаллизации. После вибрационной обработки структуру аморфных сплавов исследовали методами рентгеноструктурного анализа, просвечивающей электронной микроскопии в режиме высокого разрешения, электросопротивления. Для того, чтобы оценить влияние низкочастотных колебаний на параметры кристаллизации, образцы нагревали в камере дифференциального сканирующего калориметра до температуры 550 °С со скоростью 10 °С/мин. В качестве объектов исследования выбрали сплавы $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$, $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{41,8}Cu_8$ и $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$

Полученные результаты показали, что низкочастотные колебаний приводят к структурной релаксации, что сопровождается уменьшением сопротивления и образованием нанокластеров, размер и объемная доля которых зависят от параметров колебаний (амплитуды и длительности) и от состава сплава. Установлено, что чем меньше температура кристаллизации необработанных, исходных образцов, тем меньше стабильность сплава и тем сильнее изменение структуры после низкочастотных колебаний. Так, в сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$ кластеры образуются только в процессе колебаний с амплитудой 4 мкм, в то время как в сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ – после обработки с амплитудой 1 мкм. Однако размеры кластеров в сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ меньше, чем в сплаве $Ti_{40,7}Hf_{9,5}Ni_{44,8}Cu_5$.

Обнаружено, что наличие нанокластеров не влияет на температуры кристаллизации, однако после низкочастотной обработки теплота кристаллизации уменьшается. Это свидетельствует о том, что низкочастотные колебаний приводят к понижению внутренней энергии аморфной фазы, что и уменьшает величину энергии, которая выделяется при кристаллизации.

Работа выполнена в рамках совместных грантов Российского фонда фундаментальных исследований (№16-58-00093-Бел-а, 18-58-00023-Бел-а) и Белорусского фонда фундаментальных исследований (№ T16P-203, T18P-288).

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ TiNi

¹Сибирев А.В., ²Лесота А.В., ^{1,3}Беляев С.П., ^{2,4}Рубаник В.В., ^{1,2}Реснина Н.Н.,
^{2,4}Рубаник В.В. мл.

¹Санкт Петербургский государственный университет, Санкт Петербург, Россия

²Институт технической акустики НАН Беларуси, Витебск, Беларусь

³Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова
НИЦ "Курчатовский институт", Гатчина, Россия

⁴Витебский государственный технологический университет, Витебск, Беларусь
alekspb@list.ru

Целью работы явилось исследование восстановления деформации за счет нагрева или ультразвукового воздействия в предварительно деформированных образцах сплава Ti – 50.2 ат. %Ni. Плоские образцы сплава Ti – 50.2 ат. %Ni были закалены от 700 °С (10 мин) в воде и отожжены при температуре 500 °С 2 часа. После указанной термообработки сплав испытывал термоупругое мартенситное превращение B2 ↔ B19' при температурах $M_s = 42$ °С, $M_f = 30$ °С, $A_s = 57$ °С, $A_f = 74$ °С. При комнатной температуре, при которой сплав находился в мартенситном состоянии, образцы растягивали в испытательной машине Lloyd 30k Plus до различных деформаций от 5 до 30 % и разгружали. Для каждой деформации испытывали по два образца. После этого, один образец нагревали от 25 до 200 °С для того чтобы исследовать эффект памяти формы и охлаждали, а затем вновь нагревали в интервале температур от 200 °С до 0 °С чтобы изучить эффект обратимой памяти формы. Изменение деформации в образцах измеряли видеоэкстензометром, а температуру – термопарой. Второй образец одним концом был вертикально установлен в ультразвуковой генератор УЗГ 20-15. При комнатной температуре к образцу прикладывали ультразвуковые колебания мощностью 1кВт и частотой 20 кГц в течение 20 секунд чтобы исследовать инициирование эффекта памяти формы. После этого образец естественным образом охлаждался до комнатной температуры в течение 20 минут и вновь был подвергнут ультразвуковым колебаниям в течение 20 секунд чтобы исследовать эффект обратимой памяти формы. Изменение деформации в процессе озвучивания и при охлаждении измеряли по изменению длины между метками на поверхности образца. Температуру образца контролировали тепловизором NEC 9100.

Полученные результаты показали, что величина восстановленной деформации не зависит от способа инициирования эффекта памяти формы. При ультразвуковом воздействии восстановление деформации происходит при меньших температурах, чем при нагревании. Можно заключить, что ультразвуковое воздействие способствует движению межфазных границ при обратном мартенситном превращении, поэтому восстановление деформации имеет место при меньших температурах. При повторных ультразвуковых воздействиях в образцах проявляется эффект обратимой памяти формы, если предварительная деформация составляла 10 % и более. Величина эффекта обратимой памяти формы сопоставима с величиной этого эффекта, который инициируется традиционным охлаждением и нагреванием.

Работа выполнена в рамках совместного гранта Российского фонда фундаментальных исследований (№17-58-04078_Бел-мол_а) и Белорусского фонда фундаментальных исследований (№ T17PM-112).

**ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛА НА ЭФФЕКТЫ
ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПАМЯТИ ФОРМЫ
В СПЛАВЕ Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇**

¹Савельева А.Ю., ^{1,2}Беляев С.П., ³Николаев В.И., ^{1,2}Реснина Н.Н.,
³Крымов В.М., ³Тимашов Р.Б.

¹*Санкт Петербургский государственный университет,
Санкт Петербург, Россия*

²*Петербургский институт ядерной физики им. Б.П. Константинова
НИЦ "Курчатовский институт", Гатчина, Россия*

³*Физико-технический институт им А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
nasta927@mail.ru*

В работе исследовали эффекты пластичности превращения и памяти формы в монокристаллах [001] и [011] сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ при охлаждении и нагревании под постоянным сжимающим напряжением. Монокристаллы сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ с ориентациями [001] и [011] выращивали методом Чохральского из затравок с соответствующими ориентациями. Для механических испытаний были вырезаны образцы квадратного сечения 2,5x2,5 или 4x4 и длиной 6 мм, у которых длинная ось совпадала с ориентацией монокристаллов. Образцы были подвергнуты гомогенизации при температуре 1200 °С 10 мин с закалкой в воде и отжигу при температуре 600 °С с медленным охлаждением в печи, после чего сплав испытывал превращение L₂₁↔10M при охлаждении и нагревании. Образцы устанавливали в испытательную машину Lloyd 30k Plus, оснащенную реверсной рамкой и криотермокамерой. При температуре 140 °С, при которой сплав находится в аустенитном состоянии, образцы деформировали сжатием до различного напряжения 10 – 200 МПа и охлаждали и нагревали под постоянным напряжением. Для каждого образца проводили 10 термоциклов для того, чтобы исследовать термоциклическую стабильность.

Полученные результаты показали, что в монокристаллах различной ориентации изменение деформации при охлаждении и нагревании под нагрузкой происходит по-разному. В [001] монокристаллах деформация накапливается при охлаждении и восстанавливается при нагревании в интервале температур 10 – 15 °С, тогда как в [011] монокристаллах – в узком интервале 2–4 °С. Увеличение напряжения, действующего при охлаждении и нагревании, приводит к росту обратимой деформации в монокристаллах [011], и к её уменьшению в монокристаллах [001]. Установлено, что это связано с тем, что в монокристаллах [001] в процессе приложения нагрузки в аустенитной фазе часть объема сплава переходит в мартенситную фазу и тем самым уменьшается объем материала, который может испытывать мартенситные превращения при охлаждении и нагревании, что и ответственно за изменение обратимой деформации. В [011] монокристаллах при нагрузке мартенситная фаза не образуется, поэтому весь объем сплава испытывает мартенситное превращение при охлаждении под нагрузкой. Исследование изменения деформации при термоциклировании под постоянным напряжением показало, что монокристаллы сплава Ni₅₅Fe₁₈Ga₂₇ демонстрируют хорошую термическую стабильность вне зависимости от ориентации.

Работа выполнена в рамках гранта Российского фонда фундаментальных исследований (№16-08-00346-а)

СМЕЩЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР ОБРАТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДЕФОРМИРОВАННОМ СПЛАВЕ Ti – 51.0 Ni

¹Рахимов Т.М., ¹Беляев С.П., ¹Реснина Н.Н., ^{2,3}Андреев В.А.

¹Санкт Петербургский государственный университет,
Санкт Петербург, Россия

²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия

³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия

moldybizkit@mail.ru

Исследование эффекта стабилизации мартенсита в предварительно деформированных сплавах с памятью формы на основе TiNi является очень важной задачей, поскольку его необходимо учитывать при разработке приводов однократного действия. Анализ данных литературы показал, что этот эффект не исследован в никель-титановых сплавах, которые, в основном, используются для медицинских приложений. В связи с этим целью работы явилось изучение изменения деформации и мартенситных переходов в сплаве Ti – 51.0 ат. % Ni, после различной предварительной деформации.

Проволочные образцы исследуемого сплава были закалены от 900 °С (10 мин) в воде для того, чтобы получить гомогенный твердый раствор TiNi. После указанной термообработки сплав испытывал термоупругое B2 ↔ B19' превращение при охлаждении и нагревании при температурах $M_n = -21$ °С, $M_k = -37$ °С, $A_n = -10$ °С, $A_k = 4$ °С. Поскольку при комнатной температуре сплав находился в аустенитном состоянии, то исследование эффекта стабилизации мартенсита методом калориметрии не представлялось возможным. Поэтому для достижения цели исследования была разработана методика одновременного измерения электросопротивления, изменение которого дает информацию о мартенситных переходах, и деформации. Образцы устанавливали в захваты испытательной машины Shimadzu AG-50kN, оснащенной криотермокамерой и видеоэкстензометром, охлаждали до температуры – 70 °С, чтобы перевести сплав с мартенситного состояния, затем нагревали до температуры –40 °С, при которой сплав остается в мартенситном состоянии. При этой температуре образцы деформировали растяжением до различных деформаций, разгружали, нагревали до 100 °С, охлаждали до –70 °С и вновь нагревали до 100 °С.

Полученные результаты показали, что в процессе деформирования в мартенситном состоянии при температуре – 40 °С электросопротивление образцов возрастает и частично убывает при последующей разгрузке. При первом нагревании наблюдается уменьшение деформации (эффект памяти формы) и падение электросопротивления при более высоких температурах, чем изменение деформации и аномалия на кривой электросопротивления при втором нагреве. Таким образом, впервые эффект стабилизации мартенсита был обнаружен в закаленном сплаве Ti – 51.0 ат. % Ni. Увеличение предварительной деформации от 3 % до 10 % не сопровождается изменением пластической деформации, величина которой составляет 0,2 %, при этом величина эффекта стабилизации мартенсита возрастает. На основании этих данных можно сделать заключение о том, что пластическая деформация не является главным механизмом, ответственным за эффект стабилизации мартенсита.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (№18-19-00226).

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЭФФЕКТЫ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ $Ti_{49}Ni_{51}$

¹Иванов А.М., ¹Беляев С.П., ¹Реснина Н.Н., ^{2,3}Андреев В.А.

¹Санкт Петербургский государственный университет, Санкт Петербург, Россия

²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия

³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия

st033007@student.spbu.ru

Ранее было показано, что закаленный сплав с памятью формы $Ti_{49}Ni_{51}$ испытывает прямое мартенситное превращение в изотермическом режиме при выдержках при температурах, как внутри температурного интервала прямого перехода, так и вне этого интервала. Поскольку мартенситное превращение из кубической B2 фазы в моноклинную B19' фазу с одной стороны может реализовываться в изотермических условиях, а с другой стороны, является причиной изменения деформации (эффектов памяти формы), то тогда можно предположить, что изменение деформации, например, при охлаждении и нагревании под постоянным напряжением, может зависеть от скорости изменения температуры. Это аспект является очень важным для применения этих сплавов в приводах многократного действия, поскольку неодинаковое изменение температуры может привести к неодинаковому действию исполнительного элемента. Поскольку этот вопрос не достаточно исследован в силу того, что изотермическое превращение в сплавах на основе $TiNi$ было открыто несколько лет назад, то целью данной работы явилось изучение изменения деформации при охлаждении и нагревании сплава $Ti_{49}Ni_{51}$ под различными напряжениями и с различной скоростью изменения температуры.

В качестве объектов исследования были выбраны проволоочные образцы сплава $Ti_{49}Ni_{51}$, которые закалили от 850 °C (10 мин) в воде и дополнительно термоциклировали 100 раз в интервале температур от -196 °C до 100 °C чтобы стабилизировать свойства сплава. После указанной обработки сплав испытывал термоупругое мартенситное превращение $B2 \leftrightarrow B19'$ при температурах $M_s = -43$ °C, $M_f = -63$ °C, $A_s = -24$ °C, $A_f = -9$ °C. В работе был разработан и изготовлен на электроэрозионном станке «АРТА 153 Про» специальный захват, который состоял из двух частей, каждая из которых имела форму волны, что позволило испытывать проволоочные образцы на растяжение в испытательной машине Shimadzu AG-50kN. Образцы нагревали до температуры 100 °C, при которой сплав находился в аустенитном состоянии, нагружали напряжением от 50 до 300 МПа, и охлаждали и нагревали под постоянным напряжением через температурный интервал мартенситных переходов от 100 °C до -70 °C. При этом одновременно измеряли изменение деформации и электросопротивления. Скорость изменения температуры меняли от 1 до 10 °C/мин. Полученные результаты показали, что уменьшение скорости изменения температуры влияет на величину пластичности превращения и оказывает слабое воздействие на величину эффекта памяти формы. Изменение величины эффекта пластичности превращения происходит за счет того, что в сплаве накапливается пластическая деформация.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (№18-19-00226).

СТАБИЛИЗАЦИЯ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ Ti-50Ni ПОСЛЕ АКТИВНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ

¹Иванова А.Б., ¹Беляев С.П., ¹Реснина Н.Н., ¹Япарова Е.Н.,
¹Поникарова И.В.

¹Санкт Петербургский государственный университет,
Санкт Петербург, Россия
alezandraivanova@mail.ru

Целью работы явилось исследование эффекта стабилизации мартенсита в сплаве с памятью формы Ti - 50.0 ат % Ni. Для этого из пластины толщиной 0,5 мм были вырезаны на электроэрозионном станке образцы в форме лопаток с длиной и шириной рабочей части 40 мм и 4 мм соответственно. Образцы закаливали от температуры 900 °С (10 мин.) в воде. После указанной термообработки сплав испытывал мартенситный переход из кубической B2 фазы в моноклинную B19' при охлаждении при температурах $M_n = 68$ °С, $M_k = 57$ °С и обратный переход в B2 фазу при нагревании в интервале $A_n = 82$ °С и $A_k = 99$ °С. При температуре 25 °С образцы, которые находились в низкотемпературном мартенситном состоянии, деформировали растяжением на испытательной установке Shimadzu AG-50kN до различных деформаций от 5 до 24 % и разгружали. По два образца было продеформировано для каждой из деформаций. Один из образцов после деформации разрезали на кусочки размером 3x4 мм для дифференциальной сканирующей калориметрии и 4x4 – для рентгеноструктурного анализа. Второй образец устанавливали в испытательную машину и нагревали до температур 150 – 200 °С чтобы инициировать эффект памяти формы, а затем подвергали одному циклу «охлаждение - нагрев» для того, чтобы изучить эффект обратимой памяти формы. Изменение деформации регистрировали видеоэкстензометром.

Данные рентгеноструктурного анализа показали, что предварительная деформация в мартенситной фазе приводит к перераспределению интенсивностей между рефлексами мартенситной фазы, что свидетельствует о переориентации мартенсита. Показано, что если предварительно деформированный образец нагреть и охладить до комнатной температуры, то соотношение интенсивностей рентгеновских рефлексов восстанавливается и становится такой, как в недеформированном образце. Калориметрические исследования показали, что при первом нагревании предварительно деформированного образца на калориметрической кривой наблюдается два пика с различной интенсивностью: один с малой интенсивностью при температурах, близких к температурам обратного мартенситного перехода в недеформированном сплаве, и другой с высокой интенсивностью – при более высоких температурах. При повторном нагревании наблюдается только один пик при температурах, близких к температурам переходов в недеформированном материале. Увеличение предварительной деформации подавляет слабый пик при первом нагревании и увеличивает температуры второго интенсивного пика. Температуры обратного перехода при повторном нагревании уменьшаются при возрастании предварительной деформации. Исследование изменения деформации при нагревании и последующем охлаждении и нагревании предварительно деформированных образцов показали, что восстановление деформации при первом нагревании происходит при более высоких температурах, чем при втором, что обусловлено проявлением эффекта стабилизации мартенсита.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (№18-19-00226).

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СПЛАВА TiNi НА ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА

¹ Япарова Е.Н., ¹Беляев С.П., ¹Реснина Н.Н., ¹Рахимов Т.М., ¹Иванова А.Б.,
^{2,3}Андреев В.А.

¹Санкт Петербургский государственный университет, Санкт Петербург, Россия

²ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия

³Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
erunyaue@mail.ru

Эффект стабилизации мартенсита в сплавах с памятью формы на основе TiNi проявляется при первом нагревании образцов, предварительно продеформированных в мартенситном состоянии и проявляется в однократном повышении температур обратного перехода по сравнению с температурами превращения, измеренными в недеформированном сплаве или в деформированном материале при втором и следующих нагреваниях. Вместе с тем, для прогнозирования поведения сплавов с памятью формы, подвергнутых предварительной деформации и для разработки однократных приводов с памятью формы необходимо установить закономерности проявления этого эффекта. Предполагают, что одной из возможных причин проявления эффекта стабилизации мартенсита может являться пластическая деформация, которая возникает в сплаве в процессе предварительной деформации в мартенситном состоянии. В этом случае изменение химического состава сплавов на основе TiNi должно оказывать влияние на проявление эффекта стабилизации мартенсита поскольку известно, что увеличение концентрации никеля в этих материалах повышает дислокационный предел текучести и подавляет развитие пластической деформации при переориентации мартенсита. В связи с этим целью работы явилось исследование эффекта стабилизации мартенсита в сплавах TiNi различного состава.

В качестве объектов исследования были выбраны следующие сплавы: Ti₅₀Ni₅₀, Ti_{49.5}Ni_{50.5}, Ti₄₉Ni₅₁, которые были закалены от температуры 900 °С в воде. После указанной термообработки сплавы испытывали В2 ↔ В19' мартенситные превращения при охлаждении и нагревании. Образцы деформировали в мартенситном состоянии до различных деформаций от 1 до 15 %. Полученные результаты показали, что эффект стабилизации мартенсита проявляется во всех сплавах TiNi вне зависимости от химического состава. Величина пластической деформации не оказывает существенного влияния на смещение температур. Анализ смещения температур обратного перехода при первом нагревании относительно температур этого же перехода при втором нагревании в сплавах различного состава показал, что величина эффекта стабилизации мартенсита одинакова во всех сплавах, если предварительная деформации не превосходит 5 % и это связано с тем, что образцы деформируются в мартенсите по одному механизму. Если предварительная деформация превышает 5 %, то в сплавах Ti₅₀Ni₅₀ и Ti_{49.5}Ni_{50.5} величина эффекта стабилизации одинакова и она больше, чем в сплаве Ti₄₉Ni₅₁. На основании полученных данных была выдвинута гипотеза о природе эффекта стабилизации мартенсита, которая связан с тем, что в процессе деформирования в мартенситном состоянии, нарушается когерентность двойниковых границ что уменьшает их подвижность при обратном превращении, поэтому требуется значительный перегрев для того, чтобы инициировать обратное превращение.

Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (№18-19-00226).

ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКИ СПЛАВА $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Демидова Е.С.¹, Шеляков А.В.²

¹ Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия,

[lena-demi@yandex.ru](mailto:lana-demi@yandex.ru)

² Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ»,

Москва, Россия, alex-shel@mail.ru

Термоупругие мартенситные превращения в сплавах с памятью формы на основе TiNi характеризуются атермической кинетикой. В то же время в условиях изотермической выдержки мартенситного перехода не происходит, следовательно, не увеличивается объемная доля новой фазы. Однако к настоящему времени было показано, что в некоторых сплавах на основе TiNi прямое мартенситное превращение реализуется в условиях выдержки при постоянной температуре внутри или снаружи температурного интервала прямого перехода. Известно, что при охлаждении под нагрузкой в сплаве с эффектом памяти формы происходит накопление деформации, связанной с термоупругим мартенситным превращением. Можно предположить, что в сплаве, в котором реализуется изотермическое мартенситное превращение, изменение деформации будет происходить в условиях выдержки при постоянной температуре. Ранее было обнаружено, что в сплаве $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ возможна реализация прямого мартенситного превращения в изотермических условиях, кроме того была изучена кинетика этого процесса. При этом исследования изменения деформации в этом сплаве при изотермической выдержки не было проведено, поэтому это стало целью данной работы.

Для изучения изменения деформации при изотермическом мартенситном превращении под нагрузкой была разработана специальная методика, состоящая из трех этапов. На первом этапе образец охлаждали и нагревали под нагрузкой в полном температурном интервале мартенситных превращений и определяли температуры, при которых происходит изменение деформации. На втором этапе образец охлаждали до температуры выдержки и сразу же нагревали до температуры выше температуры конца обратного превращения A_k . На третьем этапе образец охлаждали до температуры выдержки, выдерживали в течение 60 минут и нагревали до температуры выше A_k . Температуры выдержки выбирали вблизи температур прямого мартенситного перехода под нагрузкой, которые были определены на первой стадии. Изотермически накопленную деформацию определяли как разницу между деформациями, накопленными на втором и третьем этапах.

В ходе данной работы впервые было показано, что в условиях выдержки при постоянной температуре сплава $Ti_{40.7}Hf_{9.5}Ni_{44.8}Cu_5$ происходит монотонное накопление обратимой деформации. Эта деформация полностью восстанавливается при последующем нагревании, из чего можно сделать вывод, что она связана с изотермическим мартенситным превращением. Было обнаружено, что максимальная величина изотермически накопленной деформации зависит от температуры выдержки, и ее максимальное значение было достигнуто в условиях выдержки при 25 °С и составило 0,8%.

Работа выполнена в рамках гранта Российского Фонда Фундаментальных Исследований (№ 18-38-00362 мол_а)

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ИНВАРНАЯ АНОМАЛИЯ В МНОГОСЛОЙНОМ СТАЛЬНОМ МАТЕРИАЛЕ

Плохих А.И., Сафонов М.Д.

МГТУ им. Н.Э. Баумана, г. Москва, РФ
plokhikh@bmstu.ru

Анализ результатов многочисленных исследований показывает, что инварный эффект является многогранным, достаточно часто встречающимся в природе явлением. Наряду с классическими инварными сплавами, похожие эффекты были обнаружены в ряде цветных сплавов на основе титана и меди, при условии протекания в них мартенситного превращения, а также в ряде соединений, обладающих отрицательным значением ТКЛР. В соответствии с существующими представлениями, инварные эффекты могут наблюдаться также и в бинарных металлических композитах со слоистым строением. Основным критерием при выборе материалов для таких композиций, является значительная разница в модуле нормальной упругости и значениях ТКЛР [1]. Учитывая, что получение компактных композитов на основе столь разнородных материалов, является технически сложной задачей, актуальной является проверка адекватности упрощенной модели, с использованием доступных и технологичных материалов, например на основе сталей, с резко отличающимися значениями ТКЛР.

В соответствии с разработанной технологией получения многослойных металлических материалов, были изготовлены объекты исследования на основе сталей 08X18H10 и 08кп. Образцы были вырезаны из горячекатаной полосы толщиной 10 мм в трех направлениях: вдоль направления проката (RD), в плоскости проката (TD) и в направлении перпендикулярном плоскости проката (ND). Объекты исследования имели разную степень структуризации - после первого технологического цикла это были столбчатые образцы, которые имели толщину единичного слоя равную 100 мкм, а после второго цикла, когда количество слоев составляло около 1500 шт., толщина единичного слоя в образце не превышала 5 мкм.

Проведенное dilatометрическое исследование показало, что исследуемый многослойный материал имеет аномалию теплового расширения ($\Delta L/L$) в направлении перпендикулярном к плоскости проката ND в интервале температур $\alpha \rightarrow \gamma$ перехода стали 08кп. Наряду с этим, в плоскости этого же многослойного материала, в направлениях RD и TD, ход dilatометрических кривых, с незначительными отклонениями, совпадает с трендом термического расширения стали 08X18H10.

Обнаруженный эффект объясняется тем, что $\alpha \rightarrow \gamma$ переход в стали 08кп, происходит с уменьшением параметров кристаллической решетки, при этом это сжатие усиливается сжимающими напряжениями со стороны расширяющихся слоев стали 08X18H10. При этом такое же сильное действие, но уже растягивающего свойства со стороны слоев стали 08X18H10, напряжения оказывают на слои стали 08кп в направлениях RD и TD, что, вызывает практически полную компенсацию сжатия, вызванное $\alpha \rightarrow \gamma$ переходом [2].

1. Колпаков А.Г., Ракин С.И. К задаче синтеза композиционного материала одномерного строения с заданными характеристиками//Прикладная механика и техническая физика, 1986, № 6, с 143-150
2. Плохих А.И., Сафонов М.Д., Колесников А.Г., Карпухин С.Д. Механизм релаксации межслоевых напряжений в многослойных стальных материалах//Авиационные материалы и технологии. 2018. № 2 (51). С. 26-32.

ПОДВИЖНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ И СУБСТРУКТУРНОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ В ГЦК МОНОКРИСТАЛЛАХ

Соловьева Ю.В.¹, Старенченко В.А.¹, Пантюхова О.Д.¹, Черепанов Д.Н.¹,
Пилюгин В.П.², Старенченко С.В.¹

¹⁾ *Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия, j_sol@mail.ru*

²⁾ *Институт физики металлов имени М.Н. Михеева Уральского отделения РАН,
г. Екатеринбург, Россия, pilyugin@imp.uran.ru*

Работа посвящена экспериментальному и теоретическому исследованию механизмов формирования зеренных структур под воздействием пластических деформаций из исходных монокристаллов чистых ГЦК металлов и сплавов со сверхструктурой L1₂. Целью настоящей работы является установление связи между закономерностями формирования и эволюции субструктур деформации, формирующихся в ГЦК монокристаллах с различной подвижностью дислокаций при средних и глубоких степенях деформациях с процессами измельчения структуры монокристаллов при мегапластических деформациях. В качестве объектов исследования были выбраны монокристаллы чистого металла Ni и модельного сплава, упорядоченного по типу L1₂ – Ni₃Ge. Выбор материалов был продиктован следующими соображениями. Первое из них касается необходимости исследования процессов развития дефектных деформационных сред и измельчения структуры в исходно структурно однородных материалах. Единственным объектом, наиболее удовлетворяющим требованиям структурной однородности является монокристалл, содержащий в исходном состоянии ансамбль хаотически распределенных дислокаций. Исследование закономерностей формирования и эволюции структурно однородных сред является необходимым этапом изучения процессов измельчения структуры материалов под воздействием мегапластических деформаций. Второе связано с существенной зависимостью процессов формирования дефектных сред от свойств элементарных носителей сдвиговой деформации – дислокаций. В монокристаллах чистого Ni, обладающего высокой энергией дефекта упаковки, дислокации относительно легко могут изменять плоскость скольжения как вследствие поперечного скольжения, так и в результате переползания под действием точечных дефектов, т.е. обладают высокой подвижностью в третьем измерении и могут совершать движение по произвольным траекториям. В сплавах со сверхструктурой L1₂ движение дислокаций ограничено плоскостью скольжения в такой степени, что дрейф дислокаций из плоскости скольжения приводит к их самоблокировке. Перемещение дислокаций в третьем измерении превращается из механизма разупрочнения материала (механизма аннигиляции дислокаций) в механизм упрочнения. Различные возможности перестроения хаотических дислокационных структур в неоднородные могут по-разному сказываться на процессах превращения и измельчения дефектных структур в целом.

В работе проведен сравнительный анализ эволюции дислокационной структуры и формирования зеренной структуры в процессе пластической деформации на монокристаллах с существенно различной подвижностью носителей пластической деформации – дислокаций. Методами математического моделирования анализируются физические механизмы, лежащие в основе субструктурного измельчения в ГЦК монокристаллах с разной подвижностью дислокаций.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект №16-03-00182-а)

ОСОБЕННОСТИ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ $TbVO_3$ ИЗ АМОРФНЫХ ПРЕКУРСОРОВ И ГОМОГЕНИЗИРОВАННОЙ СМЕСИ МИКРОПОРОШКОВ Tb_7O_{12} И B_2O_3 ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ОТЖИГАХ

Шмытько И.М.

*Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл.,
shim@issp.ac.ru.*

Показано, что начальное кристаллообразование $TbVO_3$ как при отжиге исходно аморфного прекурсорного состояния, полученного обменным взаимодействием нитратов тербия $Tb(NO_3)_3$ с борной кислотой H_3BO_3 в водной среде, так и при отжиге гомогенизированной смеси микропорошком Tb_7O_{12} и B_2O_3 осуществляется через образование промежуточного двухфазного состояния. При отжиге аморфного прекурсорного состояния при температуре отжига, равной 600^0 С начинает кристаллизоваться равновесная для этой температуры ватеритная модификация $TbVO_3$ (*S.G. P63/mmc*), а при температуре отжига, равной 650^0 С появляются рефлексы высокотемпературной триклинной тербий-оксиборатной модификации $TbVO_3$ (*S.G. P1*). Доля триклинной фазы растет до температуры отжига, равной 850^0 С и затем трансформируется в ватеритную модификацию при температуре отжига близкой к 900^0 С. Далее полученное однофазное ватеритное состояние сохраняется до самой высокой в эксперименте температуры отжига, равной 1250^0 С.

При отжиге гомогенизированной смеси микропорошком Tb_7O_{12} и B_2O_3 температура кристаллизации ватеритной модификации $TbVO_3$ повышается до $\sim 800^0$ С, а при температурах отжига образца в интервале 800 – 900^0 С начинает образовываться моноклинная тербий-триоксиборатная модификация TbB_3O_6 (*S.G. I2/a (15)*). Доля моноклинной фазы растет до температуры отжига, равной 950^0 С, а затем она трансформируется в ватеритную модификацию при температуре отжига в интервале 950 – 1000^0 С, после чего сохраняется в монофазном состоянии до самой высокой в эксперименте температуры отжига, равной 1250^0 С.

Приводится гипотетическое объяснение образования таких двухфазных состояний.

Образование двухфазного состояния при синтезе из аморфного прекурсорного состояния связывается с фрагментацией аморфного порошка на глобулы разного размера. При кристаллизации в малоразмерных глобулах в силу большой доли поверхностных атомов с повышенной энергией образуется высокотемпературная триклинная модификация. В более крупных – ватеритная гексагональная модификация.

Образование двухфазного состояния при синтезе из гомогенизированной смеси микропорошком Tb_7O_{12} и B_2O_3 также объясняется размерным эффектом. Известно, что B_2O_3 при $T \approx 600^0$ С плавится. Поскольку исходные частицы оксида бора также имеют разброс размеров, то выше 600^0 С система превращается в капельную смесь жидкого оксида бора, соприкасающуюся с твердофазными частицами оксида тербия. В ситуации, когда частица Tb_7O_{12} попадает в большую каплю B_2O_3 , то возможно образование TbB_3O_6 . В других ситуациях, когда концентрации бора недостаточно для образования тетрагональной тербий-триоксиборатной модификации, образуется ватеритная модификация $TbVO_3$.

ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА РАСПАД ЗАКАЛЕННОЙ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2

Пост Р.*, Осинская Ю.В.**, Вильде Г.*, Дивинский С.В.***,
Покоев А.В.**

**Институт физики материалов, Университет Мюнстера,
Мюнстер, Германия*

***Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия*

ojv76@mail.ru,
a.v.pokoev46@mail.ru

Методами микротвердости, рентгеноструктурного анализа и сканирующей электронной микроскопии выполнено исследование влияния постоянного магнитного поля (ПМП) на распад закаленной бериллиевой бронзы БрБ-2. Сплав технической бронзы БрБ-2 (Cu–1.9 вес. % Be–0.33 вес. % Ni) выдерживали 0,5 ч при 800 °С, закаливали погружением в воду и подвергали искусственному старению при температурах 325, 350 и 400 °С в течение 1 ч в ПМП 0.7 Тл и без него.

Результаты проделанной работы позволяют сделать следующие выводы:

1. Отличительной особенностью микроструктуры образца, отожженного при температуре 325 °С, является достоверно четко наблюдаемое обогащение Ni областей вблизи границ зерен и, что особенно заметно, вблизи тройных стыков зерен. Обнаружено, что существует избыточное обогащение границ зерен Ni и без наложения ПМП, но в присутствии ПМП этот эффект значительно увеличивается

2. Наложение ПМП приводит к наибольшему приросту величины микротвердости при температуре 400 °С по сравнению со случаем его отсутствия. Полученный при этой температуре эффект достигает 38 %; при температуре 325 °С увеличение микротвердости составляет ~10 %.

3. Получено, что ПМП практически не влияет на параметры тонкой структуры образцов, состаренных при температуре 350 °С в течение 1 ч, что согласуется с данными по микроструктуре сплава. Однако, при температуре 400°С наблюдается корреляция увеличения микротвердости с повышением плотности дислокации. При температуре 325 °С такой корреляции не наблюдается, что связано с многофакторностью зависимости микротвердости от структурно-физических параметров для многокомпонентных сплавов

4. Установлено, что распад сплава протекает одновременно по нескольким механизмам, в том числе путем прерывистого (ячеистого) распада. При этом активационные барьеры для прерывистого выделения вблизи тройных стыков границ зерен сплава в ПМП уменьшаются, скорость роста увеличивается, и размер ячеек уменьшается. Влияние ПМП на прерывистый распад вблизи границ, а также непрерывный распад в теле зерен при исследованных режимах практически отсутствует.

Обсуждается возможный механизм воздействия ПМП на прерывистый распад в сплавах на основе меди.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПАРАМЕТРЫ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА И ПРОЦЕСС ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

**Осинская Ю.В., Покоев А.В., Журавлева К.Н., Селянина Т.А.,
Ямщикова К.С., Шахбанова С.Г.**

*Самарский национальный исследовательский университет
имени академика С.П. Королева, Самара, Россия*

ojv76@mail.ru,
a.v.pokoev46@mail.ru

В работе представлены результаты исследования магнитоэластического эффекта (МПЭ) и процесса фазообразования в трех закаленных сплавах на основе Al с основными легирующими добавками Mg, Li, Zn, Cu, Si, Fe и Mn, состаренных в импульсном магнитном поле (ИМП). Предварительно образцы подвергали выдержке в печи в атмосфере воздуха, затем закалке в воду при комнатной температуре. Далее закаленные образцы искусственно старили в вакууме в ИМП и без него при разных временах старения. Микротвердость, параметры тонкой структуры и фазовый состав остаточной α -матрицы образцов исследовали методами микротвердости, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализов.

Анализ полученных результатов позволил сделать следующие выводы:

1. Наложение ИМП амплитудой напряженности 7 кЭ и частотой 2 Гц на старение алюминиевых сплавов приводит к увеличению их пластических свойств до 50 %, наблюдается положительный МПЭ.

2. Старение сплава при наложении ИМП приводит к уменьшению полуширины линий, соответствующих α -твердому раствору на основе алюминия, и смещению их в сторону меньших углов, что свидетельствует о формировании более совершенной и однородной структуры сплава.

3. Методом рентгеноструктурного анализа обнаружено, что при наложении ИМП на старение сплава средний размер блоков когерентного рассеяния всегда больше, а плотность дислокаций и величина относительных микроискажений всегда меньше, чем в его отсутствие.

4. Установлено, что временные зависимости параметров тонкой структуры коррелируют с временными зависимостями микротвердости, а именно: максимальным значениям микротвердости соответствуют минимальные значения средних размеров блоков когерентного рассеяния и максимальные значения плотности дислокаций и величины относительных микродеформаций.

Полученные данные могут быть использованы для создания новых и усовершенствования существующих технологий термомагнитной обработки металлических сплавов.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЛЕДОВ В КРЕМНИИ

Орлов В.И.

*Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка, Россия,
orlov@issp.ac.ru*

В докладе будет представлен небольшой исторический обзор проблем, связанных с образованием дефектов в результате скольжения дислокаций в полупроводниках - так называемых дислокационных следов, природа и даже условия, образования которых до сих пор не выяснены. Интерес к этим исследованиям вызван тем, что в последние годы для изготовления солнечных элементов широко используется поликристаллический кремний, где дислокации и связанные с ним дефекты являются основными причинами низкого КПД.

В работе использовались бездислокационные монокристаллические образцы кремния, выращенные методом Чохральского n-типа и p-типа, с концентрацией легирующей примеси $[P] = 4 \cdot 10^{13} \text{ cm}^{-3}$ и $[B] = 6 \cdot 10^{12} \text{ cm}^{-3}$. Образцы вырезались в форме прямоугольных призм размером $30 \times 4 \times 0.7 \text{ мм}^3$ с ориентациями граней: (100), (110), (110) (символы граней приведены в последовательности убывания их площадей). Индивидуальные дислокации вводились от локальных концентраторов напряжений («уколы» алмазным индентором) на грани $\{100\}$ вдоль линии, параллельной направлению $[110]$. Нагружение осуществлялось методом четырехопорного изгиба вокруг оси (110) при температуре 600°C . После охлаждения образца выходы дислокаций на поверхность наблюдения образца выявлялись избирательным химическим травлением.

Для исследования методами EBIC и LBIC на образцах формировались барьеры Шоттки путем термического напыления тонких слоев Au (для n-типа) или Al (для p-типа), омические контакты создавались путем втирания AlGa пасты на обратной стороне образца.

Исследования методом EBIC проводились на электронном микроскопе JSM 840 при комнатной температуре (35 кэВ, ток пучка порядка 10^{-10} A). Для получения изображения LBIC нами была изготовлена установка на основе оптического микроскопа и сканирующего столика. В этом случае, неравновесные носители заряда возбуждались полупроводниковым лазером мощностью 20 мВт с длиной волны 980 нм.

Показано, что рекомбинационно-активные дефекты (дислокационные следы) всегда формируются только за одним из трех сегментов дислокационной полупетли. Проведены эксперименты с использованием образцов кремния различной кристаллографической ориентации и деформированных в различных условиях. Это позволило нам сделать вывод о том, что рекомбинационно-активные дефекты формируются только за тем 60° сегментом дислокационной полупетли, у которого лидирующей является 90° частичная дислокация. Смена лидирующей частичной дислокации, за счет изменения направления движения дислокации, подтверждает это утверждение.

Обсуждается природа образования дислокационных следов скольжения и выдвигается несколько возможных механизмов их образования.

НЕРАВНОМЕРНОСТЬ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ

Абросимова Г.Е., Аронин А.С.

*Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка, Московская обл., Россия*
gea@issp.ac.ru

Методами рентгенографии, просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии исследовано изменение структуры аморфных сплавов на основе алюминия, железа, кобальта, титана при деформационном воздействии разного типа. Аморфные сплавы в виде лент были получены скоростной закалкой расплава по одновалковой схеме. Исследования проводились на сплавах Al–Ni–Y, содержащих 88 at.% алюминия и разное соотношение никеля и иттрия (1:5, 1:1, 5:1), Al₈₈Ni₇La₅, Ti₅₀Ni₂₅Cu₂₅, Fe₇₈Si₁₃B₉, Co₇₇Cr₁₂Zr₁₁. В качестве деформационных воздействий использовались барическая обработка (высокое давление), кручение под высоким давлением и многократная прокатка.

Установлено, что изменения структуры при барической обработке (5–8 ГПа) зависят от состава сплава, при этом может происходить расслоение исходно однородной аморфной фазы и образование наностекла, образование нанокристаллов, либо аморфная фаза сохраняется неизменной. Деформация прокаткой приводит к образованию наностекла или аморфно-нанокристаллической структуры, при деформации методом кручения под давлением, как правило, формируется аморфно-нанокристаллическая структура.

Анализ исследования структуры и морфологии поверхности образцов после деформации показал, что при всех использованных способах деформации однородность и аморфной, и аморфно-нанокристаллической структуры существенно зависит от расстояния от поверхности образца. Изменения однородности структуры деформированных образцов по мере удаления от поверхности влияют на механические свойства материала. Установлено, что наличие полос сдвига в деформированных аморфных сплавах не является достаточным условием формирования нанокристаллов. Образованию нанокристаллов способствует наличие большого количества пересекающихся полос сдвига, а также повышение температуры в области полосы сдвига при интенсивной пластической деформации.

Исследования особенностей аморфной и частично кристаллической структуры деформированных образцов позволили заключить, что длительность процесса деформирования является важным параметром и может влиять на количество нанокристаллов, образующихся по диффузионному механизму. Проведенный расчет скорости зарождения нанокристаллов показывает, что скорость зарождения в местах локализации пластической деформации повышена. В этих областях образуются нанокристаллы меньшего размера, поэтому изменения, происходящие в неоднородной аморфной структуре в процессе деформации, способствуют образованию более мелкой наноструктуры.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант 16-03-00505).

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ УСТОЙЧИВОСТЬ И МИКРОТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С АМОРФНОЙ И НАНОКОМПЗИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Васильев С.В.^{1,3}, Свиридова Е.А.¹, Аронин А.С.², Моисеева Т.Н.¹, Ткач В.И.¹

¹ГУ «Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина», Донецк, Украина

²Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

³ГО ВПО «Донбасская национальная академия строительства и архитектуры»,
Макеевка, Украина

aronin@issp.ac.ru

Аморфные сплавы на основе Al, легированные редкоземельными (РЗМ) и переходными (ПМ) металлами, и формирующиеся в них нанокompозитные структуры представляют практический интерес, благодаря высоким значениям предела прочности (порядка 1.0 и 1.5 ГПа соответственно) в сочетании с низким удельным весом [1]. Наиболее важным фактором, влияющим на прочностные свойства стекол, их термическую устойчивость и структурные параметры нанокompозитов, является химический состав, влияние вариаций которого на перечисленные характеристики сплавов $Al_{86}(Ni,Co,Fe)_8(Y,Gd)_6$ являлось целью настоящей работы.

Аморфные ленты толщиной 22–50 мкм получали методом спиннингования расплавов, приготовленных из чистых элементов, в атмосфере He [2]. Термическая устойчивость, структура сплавов и их прочностные свойства изучались методами дифференциальной сканирующей калориметрии, рентгенографического анализа, измерения электросопротивления и микротвердости.

Установлено, что полная замена иттрия гадолинием повышает термическую устойчивость аморфных фаз, а увеличение концентрации Co и Fe взамен Ni приводит не только к повышению температуры начала кристаллизации (рис. 1а), но и к смене механизма нанокристаллизации. Микротвердость всех исследованных аморфных сплавов лежит в диапазоне 3–3,5 ГПа, при этом значения H_u стекол, содержащих Gd, несколько выше. Формирование нанокompозитных структур (нанокристаллы Al, диспергированные в остаточной аморфной матрице) приводит к значительному увеличению твердости (до 4.5–6.0 ГПа), при этом наибольший эффект упрочнения наблюдался в сплавах с иттрием (рис. 1 б). Измерены структурные параметры нанокompозитов и обсуждены возможные механизмы упрочнения.

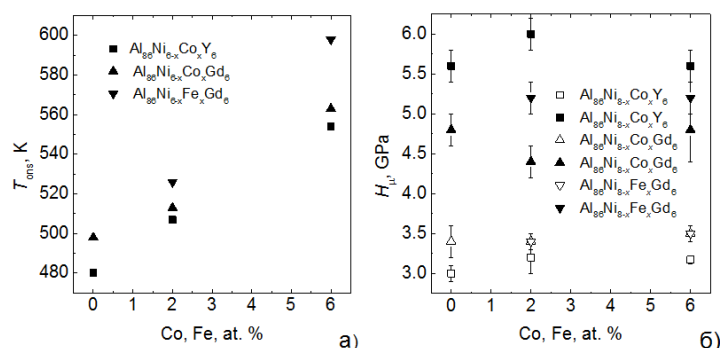


Рис. 1. Влияние замены Ni кобальтом и железом (а) на температуры начала кристаллизации стекол $Al_{86}PM_8Y_6$ и $Al_{86}PM_8Gd_6$ и (б) на микротвердость в исходном (светлые символы) и нанокompозитном (темные символы) состояниях.

- Inoue A., Kimura H. // Mater. Sci. Eng. – 2000. – A286 – pp. 1–10.
- Носенко В.К., Сегида Е.А., Назаренко А.А., Моисеева Т.Н., Костыря С.А., Свиридова Е.А., Ткач В.И. // Металлофиз. новейшие технол. – 2015. – т. 37, № 8. – сс. 49–65.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА ДАЛЬНОДЕЙСТВИЯ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ПУЧКАМИ ИОНОВ И НАНОКЛАСТЕРАМИ

Батгэрэл Б.³, Димова С.Н.², Пузынин И.В.¹, Пузынина Т.П.¹, Тухлиев З.К.¹,
Христов И.Г.², Христова Р.Д.², Шарипов З.А.¹

¹Объединенный институт ядерных исследований, Дубна, Россия,
²Софийский университет “Св. Климент Охридски”, София, Болгария
³Монгольский университет науки и технологии, Улан-Батор, Монголия
zarif@jinr.ru

При облучении пучками ионов и нанокластерами металлической мишени в малом объеме взаимодействия происходит выделение большого количества энергии, что приводит к структурным изменениям в металле. Источником структурных изменений могут быть тепловые процессы или упругие взаимодействия (расталкивание атомов мишени). Экспериментальные исследования фиксируют конечные результаты этих структурных изменений в мишени. Применение молекулярно-динамического моделирования позволяет проследить динамику процесса облучения, включая тепловые и структурные изменения, и является важным инструментом теоретического изучения процессов облучения мишеней пучками ионов и нанокластерами [1].

В настоящее время для применения методов молекулярной динамики существуют готовые программные пакеты (LAMMPS, DL_POLY, NAMD и т.д.). В данной работе моделирование проводилось с помощью пакета LAMMPS [2], установленного на кластере HybriLit [3].

В работе [4] авторами был обнаружен эффект волнового переноса тепла при моделировании термических процессов в металлах, облучаемых нанокластерами меди с энергией в диапазоне 10-50 эв/атом. Настоящая работа отличается от предыдущих работ тем, что металлическая мишень облучается не одним, а несколькими (от двух до четырех) нанокластерами одновременно, области, взаимодействия которых находятся друг от друга на определенном расстоянии и пучками ионов. Так как волновой перенос тепла распространяется по диагоналям прямоугольной поверхности мишени, это приводит к тому, что в глубине мишени происходит слияние движущихся областей с высокой температурой. Температура в области слияния резко возрастает, превышая температуру плавления мишени, что может привести к структурным изменениям мишени. Численно определено, что эта область находится на глубине, превышающей глубину проникновения кластера и пучка ионов. Этот результат может быть применен для объяснения эффекта дальнего действия [5].

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 17-01-00661-а и при поддержке гранта Полномочного представителя Республики Болгария в ОИЯИ.

1. Холмуродов Х.Т., Пузынин И.В. и др. //ЭЧАЯ. 2003. Т. 34. Вып. 2. С. 472.
2. Plimpton S. // J. Comp. Phys. 117. 1-19 (1995) (doi:10.1006/jcph.1995.1039).
3. URL: <http://hybrilit.jinr.ru/>
4. B. Batgerel, S. Dimova, I. Puzynin et al. //EPJ Web Conf., 173 (2018) 06001.
5. Н.П. Опарина и др.//ВАНТ. Серия: Термоядерный синтез. 2007, вып.3, С.18-27.

СТАБИЛЬНОСТЬ ИНДУЦИРОВАННОЙ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ОМЕГА-ФАЗЫ В ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Рогачев С.О., Никулин С.А.

НИТУ «МИСиС», Москва, Россия

csaap@mail.ru

Образование гексагональной ω -фазы в циркониевых сплавах, содержащих от 5 до 15 % Nb (либо при наличии микроучастков, содержащих больше 5 % Nb), возможно при закалке из $(\alpha+\beta)$ или β -области [1]. Образование ω -фазы в циркониевых сплавах возможно также при воздействии высокого давления [2]. В этом случае образование ω -фазы наблюдалось даже в чистом цирконии. Наличие ω -фазы в структуре циркониевых сплавов вносит основной вклад в их упрочнение и охрупчивание.

Сдвиговая деформация чистого циркония и его сплавов методом кручения под высоким давлением (КВД) понижает давление начала фазового превращения $\alpha\text{-Zr}\rightarrow\omega\text{-Zr}$, а также влияет на долю образовавшейся ω -фазы [3]. При увеличении числа оборотов (степени деформации) количество ω -фазы в структуре циркония и его сплавов увеличивается. Наряду с формированием нанокристаллической структуры циркониевых сплавов в ходе КВД, наличие ω -фазы приводит к повышению значений микротвердости сплавов в 2,1 – 2,8 раза.

Ряд работ, в том числе собственные исследования авторов, показывают, что индуцированная сдвигом под давлением ω -фаза стабильна при комнатной температуре. Например, в сплаве Zr-1%Nb ω -фаза, полученная КВД ($P = 4$ ГПа, 5 оборотов) оставалась стабильной при комнатной температуре в течение 10 лет.

Нагрев циркониевых сплавов, подвергнутых КВД, приводит к обратному фазовому превращению $\omega\text{-Zr}\rightarrow\alpha\text{-Zr}$, что приводит к разупрочнению сплавов. Температура начала превращения зависит от ряда факторов, наиболее важные из которых – это химический состав сплава (температура начала превращения $\omega\text{-Zr}\rightarrow\alpha\text{-Zr}$ повышается в более легированном сплаве) и температура, при которой проводится КВД [3, 4]. При повышении температуры КВД температура начала превращения $\omega\text{-Zr}\rightarrow\alpha\text{-Zr}$ повышается, а доля самой ω -фазы в структуре сплава уменьшается.

The work was supported by the Increased Competitiveness Program of NUST «MISiS» (grant #K2-2018-011).

1. Займовский А.С., Никулина А.В., Решетников Ф.Г. Циркониевые сплавы в атомной промышленности. Энергоатомиздат, 1994, 253 с.
2. Добромислов А.В., Талуц Н.И. Структура циркония и его сплавов. Екатеринбург: УрО РАН, 1997. 227 с.
3. S.O. Rogachev, S.A. Nikulin, A.B. Rozhnov, M.V. Gorshenkov. Microstructure, Phase Composition, and Thermal Stability of Two Zirconium Alloys Subjected to High-Pressure Torsion at Different Temperatures // Advanced Engineering Materials.–2018
4. [Zhilyaev A.P., Sabirov I., González-Doncel G., Molina-Aldareguía J., Srinivasarao B., Pérez-Prado M.T. Effect of Nb additions on the microstructure, thermal stability and mechanical behavior of high pressure Zr phases under ambient conditions // Mater. Sci. Eng. A. 2011. V. 528. P. 3496–3505

**ИНДУЦИРОВАННАЯ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ
АМОРФНАЯ ФАЗА
В ГИБРИДНОМ МАТЕРИАЛЕ
Zr-2.5Nb / V-10Ti-5Cr**

Рогачев С.О.¹, Сундеев Р.В.², Хаткевич В.М.¹, Табачкова Н.Ю.¹

¹*НИТУ «МИСис», г. Москва, Россия*

²*Московский технологический университет (МИРЭА),*

г. Москва, Россия

csaap@mail.ru

Метод кручения под высоким давлением (КВД) позволяет достигать очень высоких степеней сдвиговой деформации в металлических материалах в условиях высоких давлений (1...20 ГПа и выше). КВД приводит к существенному измельчению зеренной структуры, а также может инициировать фазовые превращения (или сдвигать температуры фазовых превращений) и способствовать частичной или полной аморфизации материала. Наиболее легко КВД способствует аморфизации в сплавах сложного состава, например, Ti-Ni, Ti-Ni-Cu, Fe-Ni-V. Возможность аморфизации чистых химических элементов или низколегированных сплавов в процессе КВД требует всестороннего изучения.

В настоящей работе методом КВД получены образцы слоистого гибридного металлического материала на основе ванадиевого и циркониевого сплавов. Из плоских образцов сплавов V-10Ti-5Cr и Zr-2.5Nb (Э125) диаметром 8 мм собирали трехслойную заготовку (сэндвич): наружные слои из сплава V-10Ti-5Cr (нижний толщиной 0.3 мм, верхний – 0.5 мм); внутренний слой из сплава Zr-2.5Nb толщиной 0.2 мм. Толщины нижнего и среднего слоев заготовки выбраны такими, чтобы их суммарная толщина (0.5 мм) соответствовала глубине профилированного отверстия (лунки) в нижней вращающейся наковальне. Толщина верхнего слоя увеличена по сравнению с нижним с учетом его потери в облой при КВД. Трехслойную заготовку подвергали деформации КВД при комнатной температуре, давлении 6 ГПа и 5-ти оборотах.

КВД исходной трехслойной заготовки «сплав V-10Ti-5Cr / сплав Zr-2.5Nb / сплав V-10Ti-5Cr» привело к прочному соединению слоев, фрагментации слоя циркониевого сплава на более тонкие слои, имеющие закругленную, вихреобразную форму, и «перемешиванию» слоя циркониевого сплава со слоями из ванадиевого сплава. В слоях гибрида из циркониевого и ванадиевого сплава сформировалась смешанная наноструктура, состоящая из вытянутых зерен (фрагментов) шириной 40...50 нм. В слоях из циркониевого сплава обнаружено наличие ультратонких аморфных прослоек по границам фрагментов, что подтверждено методом просвечивающей электронной микроскопии с прямым разрешением.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых-кандидатов наук (№ МК-6239.2018.8).

ОСОБЕННОСТИ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТИТАНОВОГО И ЖЕЛЕЗОХРОМОНИКЕЛЕВОГО СПЛАВОВ ПРИ УСТАЛОСТНЫХ ИСПЫТАНИЯХ

Гнатюк Е.О., Скворцов А.А.

*Московский Политехнический Университет,
Москва, Россия
janet_janet_2007@mail.ru*

В данной работе проводится сравнение расчетных данных и результатов усталостных испытаний образцов из титанового (ВТ6) и железохромоникелевого (ЭП718ВД) сплавов, широко используемых для изготовления рабочих лопаток компрессоров авиационных газотурбинных двигателей.

На основе метода конечных элементов в программном комплексе ANSYS выполнен расчет на собственные частоты и формы колебаний с определением максимальных и минимальных относительных напряжений в образцах.

Усталостные испытания образцов проводились на электродинамическом стенде при нормальной температуре при консольном креплении образцов за нижнюю часть. Прямым тензометрированием на одном образце проведено исследование распределения главных напряжений вдоль кромок и в средней линии, по ширине образца при колебаниях по 1-й изгибной, 1-й крутильной и 2-й изгибной собственным формам колебаний образца.

Испытания велись при уровне напряжений $\sigma = 40$ кгс/мм² по 1-й изгибной и 1-й крутильной формам. За момент разрушения образца принято падение частоты собственных колебаний на 2–3% (что свидетельствует о появлении трещины).

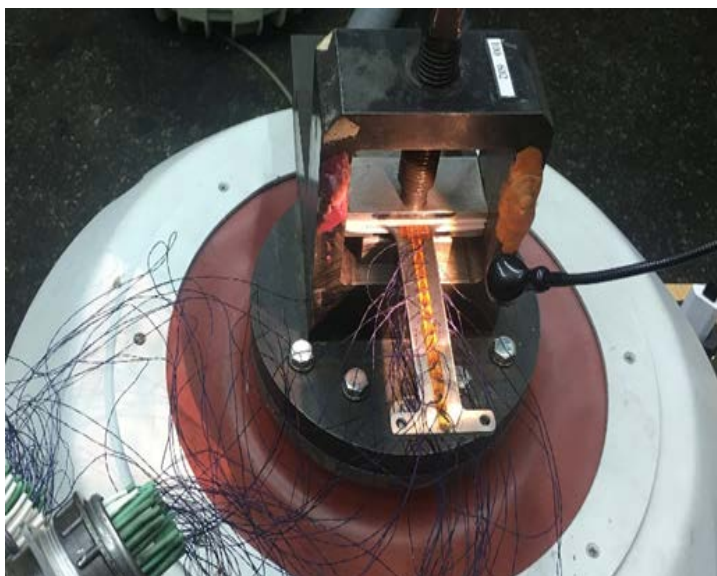


Рис.1. Фотография экспериментальной установки с образцом

Выполнено сравнение расчетных частот и форм собственных колебаний, а также картины распределения относительных напряжений с экспериментом, которое показало хорошее совпадение. Места распределения трещин совпали с максимумами напряжений полученных при расчете.

Работа выполнена в рамках проекта №9.8392.2017.

МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ УЛЬТРАЗВУКА НА НЕРАВНОВЕСНУЮ ГРАНИЦУ ЗЕРЕН В БИКРИСТАЛЛЕ ТИТАНА

Мухаметгалина А.А., Назаров А.А.

Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия
a.mukhametgalina@mail.ru

Ультрамелкозернистые материалы, полученные деформационными методами, обладают высокодефектной структурой, характеризующейся высокими внутренними напряжениями, источниками которых являются неравновесные границы зерен. В [1] было показано, что ультразвуковые напряжения способствуют генерации решеточных дислокаций неравновесной границей бикристалла никеля, что приводит к компенсации полей напряжений дисклинационного диполя и возврату равновесной структуры и энергии границы.

В данной работе методом молекулярной динамики проведено моделирование влияния осциллирующих напряжений сжатия-растяжения на атомную структуру большуголвой границы наклона с осью разориентировки $[1\bar{1}00]$, содержащей дисклинационный диполь, в титане. Неравновесная граница была построена путем стыковки двух бикристаллов с границами наклона $\Theta=43.41^\circ$ и $\Theta=35.33^\circ$, так что дисклинационный диполь имел мощность $\omega=8.08^\circ$. Бикристаллы стыковались по кристаллографическим плоскостям $(10\bar{1}0)$ таким образом, чтобы их границы наклона продолжали друг друга. Для описания межатомного взаимодействия использовался потенциал для титана [2].

Построенная структура была подвергнута релаксации при $T=300$ К до достижения термодинамического равновесия в течение 196 пс. В результате была получена структура с искаженной кристаллической решеткой вследствие влияния полей дальнедействующих упругих напряжений дисклинационного диполя. Граница бикристалла имела искривленный вид, содержала зернограничные дислокации, ступеньки и уступы, а также локальную область с неупорядоченной структурой.

Затем вдоль нормали к оси наклона, лежащей в плоскости границы, было приложено синусоидальное напряжение сжатия-растяжения $p=p_0 \times \sin(2\pi t/\tau)$ с периодом которого $\tau=160$ пс при постоянной температуре $T=300$ К. Моделирование всех процессов проводилось в программе XMD [3].

Предварительные результаты, полученные молекулярно-динамическим моделированием, показывают, что под действием ультразвуковых напряжений неравновесная граница начинает генерировать решеточные дислокации, которые скользят к стокам на свободных поверхностях бикристалла. Таким образом происходит релаксация неравновесной структуры границы, а также ее упорядочение в локальных областях с неупорядоченной атомной структурой. Этот процесс может быть основным механизмом релаксационного эффекта ультразвука на структуру материалов, полученных деформационными методами.

1. А.А. Назаров. Молекулярно-динамическое моделирование релаксации зернограничного дисклинационного диполя под воздействием ультразвуковых напряжений. Письма о материалах. 2016. Т.6. №3. С.179-182
2. Hammerschmidt T., Kersch A., Vogl P. [Embedded atom simulations of titanium systems with grain boundaries](#). Physical Review B 71 (20), 205409 (2005).
3. <http://xmd.sourceforge.net/about.html>.

ДИНАМИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Малашенко В.В.^{1,2}, Малашенко Т.И.³

¹Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина, Донецк, Украина

²Донецкий национальный университет, Донецк, Украина

³Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина

malashenko@fti.dn.ua

Дислокации как основные носители пластической деформации, перемещаясь по кристаллу под действием внешних и внутренних напряжений, взаимодействуют с другими структурными дефектами, затрудняя их перемещение и упрочняя деформируемый материал. Преодоление движущейся дислокацией потенциальных барьеров, созданных структурными дефектами, может происходить двумя способами. Медленно движущиеся дислокации, кинетическая энергия которых оказывается меньше высоты потенциальных барьеров, созданных дефектами, останавливаются перед барьерами и преодолевают их с помощью тепловых флуктуаций. Кинетическая энергия быстро движущихся дислокаций превосходит высоту энергетических барьеров, такие дислокации преодолевают препятствия динамическим образом, без термических флуктуаций. Это так называемая динамическая область скоростей, нижняя граница которой определяется неравенством $c > v \geq 10^{-2}c$, где c – скорость распространения поперечных звуковых волн в кристалле, т.е. эта область включает в себя дислокационные скорости в десятки, сотни и тысячи метров в секунду. В последние годы интерес к исследованиям в этой области значительно возрос, поскольку бурное развитие науки и техники позволило реализовать процессы, в которых определяющую роль играют именно динамические эффекты. Это высокоскоростная обработка материалов, динамическое канально-угловое прессование, ударно-волновое воздействие [1], в частности, создаваемое коротковолновым лазерным излучением огромной мощности и высокоэнергетическими корпускулярными потоками, эксперименты по пробиванию оболочек, использование взрыва для обработки и сварки металлов. Развитая нами теория динамического взаимодействия структурных дефектов позволяет решить широкий круг задач дислокационной динамики, объясняет многие экспериментальные закономерности и предсказывает существование новых динамических эффектов, тем самым стимулируя целенаправленную постановку новых экспериментов [2-4]. Эта теория основана на модифицированной нами струнной модели Гранато-Люкке, в рамках которой дислокация рассматривается как струна с эффективным линейным натяжением и эффективной массой полевого происхождения. Коллективное взаимодействие примесей с движущейся дислокацией и коллективное взаимодействие с ней других дислокаций ансамбля порождают щель в спектре дислокационных колебаний, которая в свою очередь оказывает существенное влияние на динамику дислокаций и механические свойства функциональных материалов.

1. R. F. Smith, J. H. Eggert, R. E. Rudd, D. C. Swift, C. A. Bolme. // J. Appl. Phys. 2011, 110, 123515(1–11).
2. V.V. Malashenko. Physica B: Phys. Cond. Mat. 2009, 404, 3890–3892.
3. В.В. Малашенко. ФТТ, 2016, 58, 1973–1976.
4. В.В. Малашенко. ЖТФ, 2017, 87, 791–792.

ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО Al–Zn–Mg–Fe–Ni СПЛАВА ПОСЛЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Бродова И.Г.¹, Петрова А.Н.¹, Белов Н.А.², Акопян Т.К.²,
Разоренов С.В.³

¹Институт физики металлов УрО РАН имени М.Н. Михеева, Екатеринбург, Россия

²Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», г. Москва, Россия

³Институт проблем химической физики РАН,
г. Черноголовка, Россия

brodova@imp.ura.ru

Цель работы – исследование особенностей структурообразования нового экономно легированного сплава никалина в условиях мегапластической деформации кручением под высоким квазигидростатическим давлением (КВД) и влияние субмикроструктурного (СМК) и нанокристаллического (НК) состояний на механические свойства материала.

Методами световой оптики, СЭМ и ПЭМ изучена структура образцов диаметром 20 мм после кручения на количество оборотов $n = 5–15$. Определена зависимость степени измельчения структурных составляющих, включая эвтектическую фазу Al_3FeNi , с ростом величины накопленной деформации. Выявлены закономерности протекания циклических фазовых превращений при мегапластической деформации многокомпонентного сплава, таких, как деформационное растворение алюминидов и выделение вторичных фаз в процессе распада пересыщенного Al твёрдого раствора. Подробно описаны изменения морфологии, размера и объёмной доли алюминидов разной природы. Построена зависимость микротвёрдости сплава от величины накопленной деформации. Показано, что при $n = 5$ и 10 микротвёрдость возрастает относительно исходного литого состояния в 2 раза и составляет 2900–3025 МПа, а затем при $n = 15$ понижается до 2560 МПа. Подобный немонотонный ход изменения микротвёрдости с ростом величины деформации был подтверждён измерениями механических свойств. Показано, что наилучшее сочетание прочности и пластичности ($\sigma_b = 507$ МПа, $\delta = 6.9\%$) наблюдается в образце после $n = 10$.

Динамические механические свойства и откольные явления исследованы при ударном сжатии образцов плоской алюминиевой пластиной толщиной 0.4 мм, разогнанной до скорости 600 м/с. Эксперименты по ударному сжатию показали, что характеристики упругопластического перехода (предел упругости Гюгонио и предел текучести) никалина, полученного КВД, выше, чем у крупнокристаллического аналога. Установлено, что размер и тип формируемой при КВД СМК и НК структуры влияет на динамические характеристики никалина.

Работа выполнена в рамках государственного задания ФАНО России (тема «Структура», № АААА-А18-118020190116-6 и № гос. регистрации 0089-2014-0016), в рамках Программы Президиума РАН №13П «Конденсированное вещество и плазма при высоких плотностях энергии» и при финансовой поддержке РФФИ (проект18-03-00102).

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ Al–Mg–Mn СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО БЫСТРОЙ ЗАКАЛКОЙ РАСПЛАВА

Петрова А.Н.¹, Бродова И.Г.¹, Овсянников Б.В.²

¹*Институт физики металлов УрО РАН имени М.Н. Михеева,
г. Екатеринбург, Россия*

²*ОАО «КУМЗ», г. Каменск-Уральский, Россия
petrovanastya@yahoo.com*

Цель работы – исследование структуры и свойств тонких лент из Al–Mg–Mn сплава (AA5083), полученных быстрой закалкой расплава, и изготовленных из них прессованных полуфабрикатов. Подробно изучена структура лент толщиной от 0.1 до 0.5 мм в зависимости от технологических параметров (режимов спиннингования расплава на медный диск, температура расплава, температура кристаллизации). Определены такие характеристики структуры как размер зерна алюминиевой основы, морфология, объёмная доля и размер интерметаллидов, микротвёрдость фаз и общая твёрдость лент. Установлены основные режимы кристаллизации, при которых наблюдается максимальный эффект измельчения структуры лент. Показано, что при оптимальных технологических параметрах были получены ленты со средним размером зерна 5–10 мкм и дисперсными алюминидами магния и марганца размером 150–400 нм. Рентгеноструктурным и рентгеноспектральным анализом идентифицированы все структурные составляющие, а по изменению параметра решётки алюминия определена степень пересыщения Al твёрдого раствора по Mg и Mn.

Полученные в лабораторных условиях результаты были использованы при изготовлении опытной партии прутков из сплава AA5083. Изготовление полуфабрикатов проходило в несколько стадий – прессование прутка диаметром 20 мм и многократное волочение до диаметра 6,5 мм. Исследовали изменения структуры, твердости, прочности и пластичности в зависимости от диаметра прутка до и после отжига. С увеличением степени деформации твердость монотонно возрастает от 85 до 107 НВ. Временное сопротивление изменяется в диапазоне от 340 до 360 МПа, условный предел текучести – от 225 до 310 МПа, относительное удлинение – от 15,5 до 22,5%. Прочностные свойства прутков после постдеформационного отжига возрастают. Их сравнение со свойствами прутков, полученных из слитков по серийной технологии ($\sigma_b=270$ МПа, $\sigma_{0,2}=125$ МПа, $\delta=12\%$, НВ=70.), показало преимущество предлагаемой технологии.

Данная работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» (№АААА-А18-118020190116-6).

СТРУКТУРА КОМПОЗИТА Al-Si С НАНОРАЗМЕРНЫМ ГРАФЕНОПОДОБНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ

Аронин А.С.¹, Аристова И.М.¹, Абросимова Г.Е.¹, Васнев В.В.²,
Миرونенко В.Н.²

¹*ИФТТ РАН, Моск. обл., г. Черноголовка, Россия,*

²*ОАО «Композит», Моск. обл., г. Королев, Россия*

aristova@issp.ac.ru

Среди композиционных материалов (КМ), предназначенных для использования в точном приборостроении, большой интерес представляют легкие алюмоматричные заэвтектические порошковые КМ с низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР) 10–13 ppm/°C. При разработке новых сплавов наполнители, понижающие ТКЛР, (например, Si с объемной долей до 50%) вводятся в алюминиевую матрицу активационным механическим легированием. Традиционные поверхностно-активные органические вещества (стеарины, парафины), которые исполняют роль технологической смазки при размоле, предотвращая комкование частиц порошка, при дальнейшем компактировании, к сожалению, могут явиться причиной чрезмерной остаточной водородной пористости (более 5%) готового продукта, что негативно влияет на прочностные и коррозионные свойства материала. В связи с этим привлекают внимание нанокompозиты металл/графен, включающие в себя базовый металл и диспергированный в него графен или его модификации, в частности восстановленный оксид графена (ВОГ). ВОГ - наноуглеродный материал, полученный из природного графита посредством его окисления, эксфолиации и термического восстановления. Он отличается высокой смазывающей способностью, дисперсностью материала, высокой удельной поверхностью по БЭТ – более 500 м²/г и низким коэффициентом трения. Наночастицы ВОГ имеют высокое (до 20000) отношение среднего диаметра (от 20 мкм и ниже) к толщине (2-10 атомных слоев).

В данной работе рассмотрены важные для формирования свойств особенности тонкой структуры алюмоматричного композита Al-Si-Ni с низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР), механически легированного в присутствии наноразмерного ВОГ. Структуру исследовали с помощью рентгеноструктурного анализа, сканирующей, просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии. Исходный графеноподобный материал представляет собой листы многослойного псевдографена, которые после механоактивации покрывают поверхность частиц алюминия и кремния. Наполнитель сохраняет свою структуру при компактировании порошковых композиций. Распределение добавки в образцах неоднородное. Она содержится в виде межзеренных слоев, толщиной от нескольких до ста нанометров и в виде более обширных областей размером около микрона, которые, вероятно, образовались из углеродного наполнителя, остававшегося свободным в порошковой композиции. Таким образом, графеноподобный углеродный наполнитель, адсорбируясь на поверхности частиц алюминия и кремния, существенно повышает технологичность процесса механоактивации и последующего компактирования, способствуя тем самым достижению необходимого уровня свойств.

ИЗМЕНЕНИЕ КИСЛОРОДНОГО ОКРУЖЕНИЯ АТОМОВ Fe ПРИ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДАХ В АНИОН-ДЕФИЦИТНОМ SrFeO_{3-δ}

Седых В.Д.¹, Рыбченко О.Г.¹, Некрасов А.Н.², Курицына И.Е.¹,
Кулаков В.И.¹

1 Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

2 Институт экспериментальной минералогии им. академика

Д.С. Коржинского РАН, Черноголовка, Россия

sedykh@issp.ac.ru

Оксид SrFeO_{3-δ} является соединением с аниондефицитной структурой перовскитного типа, в которой катионы Fe имеют смешанное валентное состояние: Fe⁴⁺ и Fe³⁺.

В работе методами мессбаэровской спектроскопии, рентгеновской дифракции и электронной микроскопии проведено структурное исследование аниондефицитного стронциевого феррата SrFeO_x, синтезированного золь-гель методом на воздухе, для разных условий термообработки. Для изменения содержания кислорода синтезированный образец отжигался в вакууме и в кислороде. Проведен рентгеноспектральный анализ исследуемых образцов для оценки соотношения Fe⁴⁺/Fe³⁺.

Согласно рентгеновским данным синтезированное соединение SrFeO_x (x<3) может быть описано как тетрагональной решеткой с пространственной группой *I4/mmm* (идеальная композиция Fe₈Sr₈O₂₃), так и орторомбической решеткой с пространственной группой *Cmmm* (идеальная композиция Fe₄Sr₄O₁₁) [1]. Вероятнее всего, в синтезированном соединении реализуется промежуточный вариант структуры. Образец, отожженный в вакууме, имеет орторомбическую решетку с параметрами кристаллической решетки, близкими к литературным данным для Fe₄Sr₄O₁₁: *a* = 10.970Å; *b* = 7.719Å; *c* = 5.474Å [2,3]. Рентгенограмма образца, отожженного в кислороде, хорошо описывается тетрагональной решеткой с параметрами, близкими к литературным значениям [2,3]: *a*=10.931Å; *b*=7.697Å.

Анализ мессбаэровских данных, полученных при комнатной температуре, показывает, что существует несколько неэквивалентных позиций ионов железа с разной валентностью (Fe⁴⁺, Fe³⁺ и Fe^{3.5+}) и разным искажением кислородного окружения в пределах кристаллической решетки в зависимости от условий термообработки. Мессбаэровские спектры, измеренные при 80 К, показывают магнитный переход в синтезированном образце и в образце, отожженном в вакууме. Полученные результаты обсуждаются.

На основании полученных данных предложена еще одна идеальная композиция соединения SrFeO_{3-δ} для промежуточного состава.

Проведено сравнение двух оксидов с перовскитоподобной структурой: манганита лантана LaMnO_x со смешанной валентностью Mn (Mn³⁺ и Mn⁴⁺) и с избытком кислорода (*x* ≥ 3) и аниондефицитного стронциевого феррата SrFeO_x со смешанной валентностью Fe (Fe⁴⁺ и Fe³⁺) и недостатком кислорода (*x* ≤ 3).

1. J. P. Hodges, S. Short, J. D. Jorgensen, et al., *J. Solid State Chem.*, **151**, 190-209 (2000)
2. M. Schmidt, M. Hofmann, S.J. Campbell, *J. Phys.: Condens. Matter*, **15**, 8691–8701 (2003)
3. H. Falcon, J.A. Barbero, J.A. Alonso, et al., *Chem. Mater.*, **14**, 2325-2333 (2002)

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННОГО Al-Fe-Si-Zr СПЛАВА

Калиненко А.А., Могучева А.А.

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия

kalinenko_aleksandr94@mail.ru

В работе было изучено влияние горячей прокатки и последующего отжига на формирование частиц Al_3Zr и на физико-механические свойства алюминиевого сплава Al-1%Fe-0,25%Si-0,3%Zr. Заготовки литого сплава были подвергнуты прокатке при температуре 450°C (ГП) до суммарной степени обжатия ~70%. После ГП сплав отжигали при 400°C, 450°C и 500°C в течение 3 часов.

Структура сплава в литом состоянии представляет собой эвтектику, которая включает пересыщенную алюминиевую матрицу и фазу Al_3Fe , расположенную вдоль дендритных ячеек. В процессе прокатки структура трансформировалась в волокнистую. В литом состоянии сплав имеет предел текучести и временное сопротивление, равное 50 и 110 МПа, соответственно, при относительном удлинении 24%. ГП приводит к повышению предела текучести на 110 МПа и временного сопротивления на 60 МПа, при уменьшении пластичности в 4 раза. Это связано с увеличением плотности дислокаций, которые вносят вклад в упрочнение. Электропроводность сплава в литом состоянии и после горячей прокатки при температуре 450°C составляет 46 и 49 % IACS, соответственно.

Оптимальные физико-механические свойства сплава Al-1%Fe-0,3%Zr-0,25%Si достигаются путем сочетания ГП и последующего отжига при температуре 400°C в течение 3 часов. Плотность дислокаций после отжига уменьшается, что связано с протеканием статического возврата. После отжига прочность сплава не изменяется. Такая стабильность прочности связана с распадом твердого раствора и выделением когерентных метастабильных частиц Al_3Zr со средним размером 3 нм, которые вносят вклад в упрочнение сплава при уменьшении упрочнения от дислокаций. Электропроводность после отжига резко повышается до 56% IACS, что также связано с распадом твердого раствора[1-3].

Результаты работы были получены в ходе выполнения совместного проекта НИУ «БелГУ» и АО «Цветлит» «Организация высокотехнологичного производства катанки из экономнолегированного алюминиевого сплава, предназначенной для получения термостойкой кабельной продукции, с целью импортозамещения на базе разработанной технологии», реализуемого по Договору № 12/17 при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (договор № 03.G25.31.0278 между АО «Цветлит» и Минобрнауки России) в рамках Постановления Правительства РФ № 218 от 9 апреля 2010 года.»

1. Belov, N.A.; Alabin, A.N.; Eskin, D.G.; Istomin-Kastrovskii, V.V. Optimization of hardening of Al-Zr-Sc cast alloys. J. Mater. Sci. 2006, 41, 5890–5899.
2. Morozova A., Mogucheva A., Bukin D., Lukianova O., Korotkova N., Belov N., Kaibyshev R. Effect of Si and Zr on the Microstructure and Properties of Al-Fe-Si-Zr Alloys. Metals. 2017. vol. 7. №11, pp. 495.
3. Knipling, K.E.; Dunand, D.C.; Seidman, D.N. Precipitation evolution in Al-Zr and Al-Zr-Ti alloys during aging at 450–600 C. Acta Mater. 2008, 56, 1182–1195.

ВЛИЯНИЕ ИПД НА ЭФФЕКТ ПЛШ В Al-Mg-Zr СПЛАВЕ

*Борисова Ю. И., Юзбекова Д. Ю., Могучева А. А.

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия,

*borisovayuliya94@mail.ru

Целью данной работы является исследование проявления эффекта Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) в сплаве Al-5,43%Mg-0,1%Zr-0,52%Mn с некогерентными частицами в крупнозернистом (КЗ) и ультрамелкозернистом (УМЗ) состояниях. Исследуемый сплав, полученный методом непрерывного литья и последующей гомогенизации при температуре 360°C в течение 6 часов, был подвергнут: 1) прокатке при комнатной температуре со степенью обжатия 70% и последующему рекристаллизационному отжигу при температуре 400°C в течение 2 часов – это состояние обозначили как КЗ; и 2) равноканальному угловому прессованию (РКУП) при температуре 300°C до степени деформации $\varepsilon \sim 12\%$ - это состояние обозначили как УМЗ.

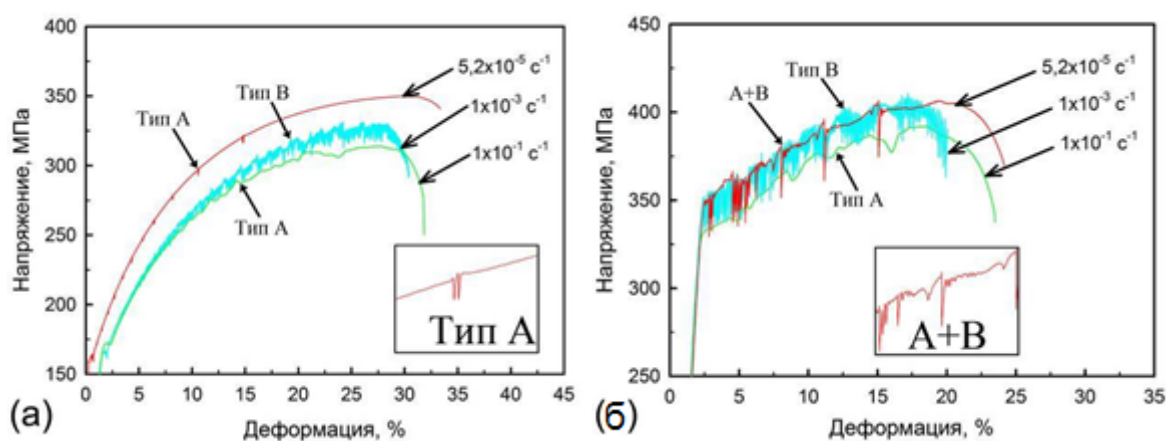


Рис. 1. Кривые напряжение-деформация сплава AlMgMnZr в (а) КЗ и (б) УМЗ состояниях при комнатной температуре

Было обнаружено, что значительное измельчение зерен приводит к тому, что критическая степень деформации, при которой появляются зубцы, увеличивается, а температурный диапазон существования эффекта ПЛШ при низких скоростях деформации становится шире. Между тем, амплитуда колебаний напряжений, наблюдающаяся при комнатной температуре и средних скоростях деформации, увеличивается в несколько раз, что говорит о существенном увеличении вклада твердорастворного упрочнения в общую прочность. Кроме того, измельчение зерен приводит к изменению обычной последовательности характерных типов зубьев, которые характеризуют динамические механизмы, описывающие гетерогенное пластическое течение. Наконец, это уменьшает локализацию деформации, шероховатость поверхности и уменьшает разницу в расстоянии между линиями скольжения на поверхности в области шейки и в области равномерного удлинения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (Соглашение № 17-72-20239) с использованием оборудования Центра коллективного пользования "Технологии и Материалы НИУ "БелГУ".

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Zr–Nb–H ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Степанова Е.Н., Мишин И.П., Грабовецкая Г.П.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, г. Томск, Россия; enstepanova@tpu.ru

Обработка поверхности с использованием пучков электронов может приводить к формированию в поверхности аморфизованных или наноструктурированных слоев с улучшенными параметрами износостойкости, коррозионной стойкости и динамической прочности. В литературе имеются данные, согласно которым нано- и субмикроструктурные металлические материалы обладают большим сопротивлением водородной хрупкости по сравнению с мелко- и крупнозернистыми поликристаллами. Поэтому можно предполагать, что формирование в поверхностных слоях нано- или субмикроструктурного состояния будет способствовать повышению сопротивления водородной хрупкости металлических материалов, в том числе и гидридообразующих сплавов.

В работе исследовано влияние облучения импульсным электронным пучком на структуру и механические свойства сплавов системы Zr–Nb–H. В качестве материала для исследования использовали сплав Zr–1 мас.% Nb, с содержанием водорода 0,002, 0,07 и 0,21 мас.% (далее сплавы Zr–1Nb, Zr–1Nb–0,07H и Zr–1Nb–0,21H). В исходном состоянии сплав Zr–1Nb содержит две фазы: Zr_{α} и твердый раствор циркония на основе ниобия (Nb(Zr)). В сплавах Zr–1Nb–0,07H и Zr–1Nb–0,21H кроме указанных фаз присутствуют гидриды ZrH и ZrH₂.

Установлено, что облучение импульсным электронным пучком в режиме отсутствия плавления не изменяет структуру объема указанных сплавов. Однако в их поверхностном слое увеличивается величина микроискажений кристаллической решетки фазы Zr_{α} с $4 \cdot 10^{-4}$ до $1,2 \cdot 10^{-3}$, что свидетельствует о росте в этом слое упругих напряжений. В поверхностном слое сплавов Zr–1Nb–0,07H и Zr–1Nb–0,21H уменьшается объемная доля гидридов.

В результате облучения импульсным электронным пучком в режиме плавления поверхности в поверхностном слое сплавов увеличивается средний размер зерен с 4 до 6 мкм. В объеме зерен поверхностного слоя независимо от концентрации водорода в сплаве формируется пластинчатая структура с размерами пакетов параллельных пластин 1–1,5 мкм. Ширина пластин в пакетах колеблется от 20 до 200 нм. Величина микроискажений кристаллической решетки фазы Zr_{α} в поверхностном слое увеличивается до $3 \cdot 10^{-3}$. В поверхностном слое сплавов Zr–1Nb–0,07H и Zr–1Nb–0,21H гидриды не обнаруживаются. Общая концентрация водорода в сплаве при этом уменьшается на 0,002–0,004 мас. %.

Облучение импульсным электронным пучком в режиме плавления поверхности приводит к росту прочностных характеристик образцов сплавов Zr–1Nb–0,07H Zr–1Nb–0,21H на 20–25 % по сравнению с необлученными образцами. Отсутствие в поверхностном слое гидридов подавляет образование поверхностных трещин. При этом в 1,3–1,5 увеличивается однородная деформация при практически одинаковой величине деформации до разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант № 18-08-00158.

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti–Al–V–Mo

Грабовецкая Г.П., Забудченко О.В., Мишин И.П.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук,
Томск, Россия,
grabg@ispms.tsc.ru*

К настоящему времени установлено, что в сплавах при формировании ультрамелкозернистого состояния методами интенсивной пластической деформации (ИПД) могут иметь место такие процессы, как фазовые превращения при температурах, несоответствующих равновесным, и образование пересыщенных твердых растворов. В процессе последующей деформации при повышенных температурах в ультрамелкозернистой структуре неравновесного фазового состава могут происходить обратные фазовые превращения, что может оказывать влияние на закономерности ее деформации.

В работе исследовано влияние фазового состава на развитие деформационных процессов в ультрамелкозернистом титановом сплаве VT16 при ползучести в интервале температур $(0,3-0,4)T_{пл}$ ($T_{пл}$ – температура плавления) и скоростях ползучести $10^{-5}-10^{-6} \text{ с}^{-1}$.

Установлено, что в процессе прессования со сменой оси деформации при температурах 1023 и 923 К в сплаве формируется зеренно-субзернистая ультрамелкозернистая структура со средним размером элементов $\sim 0,45$ мкм. Объемная доля β -фазы в структуре составляет 35 ± 1 об. %, что на 13 об. % больше по сравнению с исходным состоянием сплава. Дополнительный отжиг при температуре 673 К приводит к уменьшению содержания β фазы в сплаве до 25 ± 1 об. %.

При температурах 623 и 673 К в ультрамелкозернистом сплаве VT16 в обоих состояниях наблюдается низкотемпературная ползучесть. Повышение температуры испытания до 723 К приводит к переходу в ультрамелкозернистом сплаве VT16 от низкотемпературной к высокотемпературной ползучести. При температуре 723 К зависимость скорости установившейся ползучести от напряжения ультрамелкозернистого сплава VT16, в состоянии после отжига при температуре 673 К удовлетворительно описывается степенным законом ползучести. При этом в величину скорости установившейся ползучести существенный вклад вносят такие мезоскопические механизмы деформации, как кооперативное зернограничное скольжение и формирование мезополос локализованной деформации.

В процессе ползучести при температуре 723 К в ультрамелкозернистом сплаве VT16, в состоянии после ИПД, имеют место такие диффузионно-контролируемые процессы, как фазовое превращение $\beta \rightarrow \alpha$ и перераспределение легирующих элементов. Это приводит к увеличению скорости установившейся ползучести и уменьшению времени и деформации до разрушения по сравнению с ультрамелкозернистым состоянием после отжига при температуре 673 К. При этом нарушается степенной закон ползучести. Зависимость скорости установившейся ползучести от приложенного напряжения в логарифмических координатах отклоняется от линейной зависимости тем больше, чем выше приложенное напряжение.

Работа выполнена в рамках Проектов фундаментальных научных исследований ГАН, направление III.23.

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ДОКАЗАТЕЛЬСТВА И ФИЗИКА ИНТЕРКАЛЯЦИИ ТВЕРДОГО H₂ В ГРАФИТОВЫЕ НАНОВОЛОКНА

Нечаев Ю.С., Филиппова В.П.

«ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», ИМФМ им. Г.В. Курдюмова,
г. Москва, Россия, Yuri1939@inbox.ru

На основе подходов и результатов [1-4] рассматриваются экспериментальные доказательства и физика (термодинамика) интеркаляции наночастицы газообразного молекулярного водорода высокой плотности в поверхностные графеновые наноблистеры в эпитаксиальном графене и пиролитическом графите, а также интеркаляции наночастицы твердого молекулярного водорода в графитовые нановолокна (Рис. 1), применительно к проблеме компактного и эффективного хранения водорода «на борту» автомобиля (или дрона).

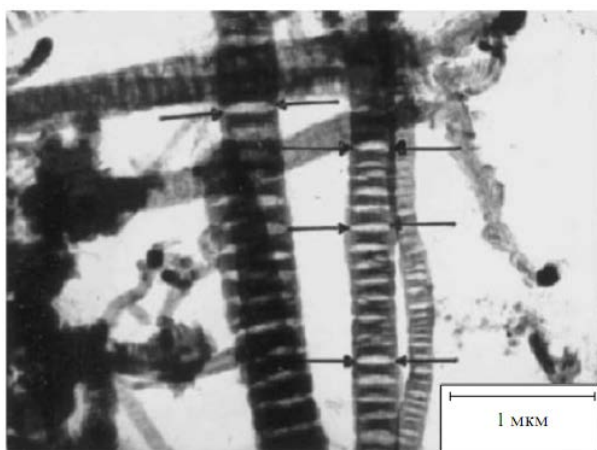


Рис. 1 из [2, 3]. Микрофотография (Gupta et al. (2004)) гидрированных графитовых нановолокон, состоящих из чередующихся графитовых (полиграфеновых) нанофрагментов (темные полосы на снимке) и разделяющих их щелевидных линзообразных нанополостей (светлые полосы, в т.ч. отмеченные стрелками). В щелевидных нанополостях, согласно анализу [2, 3], находился интеркалированный твердый молекулярный водород (~17 масс. % H₂) высокой плотности (~0.5 г/см³), отвечающей «мегабарному» сжатию при 300 К (за счет энергии ассоциации атомарного водорода в закрытых щелевидных нанополостях). Наблюдаемая на микрофотографии линзообразная форма щелевидных нанополостей указывает на наличие остаточной деформации полиграфеновых нанофрагментов

РФФИ проект 18-29-19149.

1. Nechaev Yu.S., Yurum A., Tekin A., Yavuz N.K., Yurum Yu. and Veziroglu T.N. Fundamental Open Questions on Engineering of Super Hydrogen Sorption in Graphite Nanofibers: Relevance for Clean Energy Applications. // American Journal of Analytical Chemistry, 5, 1151-1165 (2014). <https://doi.org/10.4236/ajac.2014.516122>
2. Nechaev Yu.S. and Veziroglu T.N. Mechanism and Energetics of the Unique Spillover Effect Manifestation, Relevance to the Efficient Hydrogen Storage in Graphite Nanofibers. // International Journal of Chemistry, 7, 207-212 (2015). <https://doi.org/10.5539/ijc.v7n2p207>
3. Nechaev Yu.S. and Veziroglu T.N. On the Hydrogenation-Dehydrogenation of Graphene-Layer-Nanostructures: Relevance to the Hydrogen on-Board Storage Problem. // International Journal of Physical Sciences, 10, 54-89 (2015). <https://doi.org/10.5897/IJPS2014.4212>
4. Nechaev Yu.S., Makotchenko V.G., Shavelkina M.B., Nechaev M.Yu., Veziroglu A. and Veziroglu T.N. Comparing of Hydrogen On-Board Storage by the Largest Car Companies, Relevance to Prospects for More Efficient Technologies. // Open Journal of Energy Efficiency, 6, 73-79 (2017). <http://www.scirp.org/journal/ojee>

ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА КУРДЮМОВА И «СПИЛЛОВЕР-ЭФФЕКТА» ПРИ ИНТЕРКАЛЯЦИИ ВОДОРОДА ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ В УГЛЕРОДНЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ

Нечаев Ю.С., Александрова Н.М.

«ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», ИМФМ им. Г.В. Курдюмова,
г. Москва, Россия yuri1939@inbox.ru

Работа посвящена изучению проявлений эффекта Курдюмова (термоупругое равновесие фаз) при интеркаляции газообразного водорода высокой плотности в поверхностные графеновые наноблистеры в пиролитическом графите (Рис. 1) и в эпитаксиальном графене [1, 2], а также проявлений эффекта Курдюмова и «спилловер-эффекта» при интеркаляции твердого H_2 в графитовые нановолокна [1, 2].

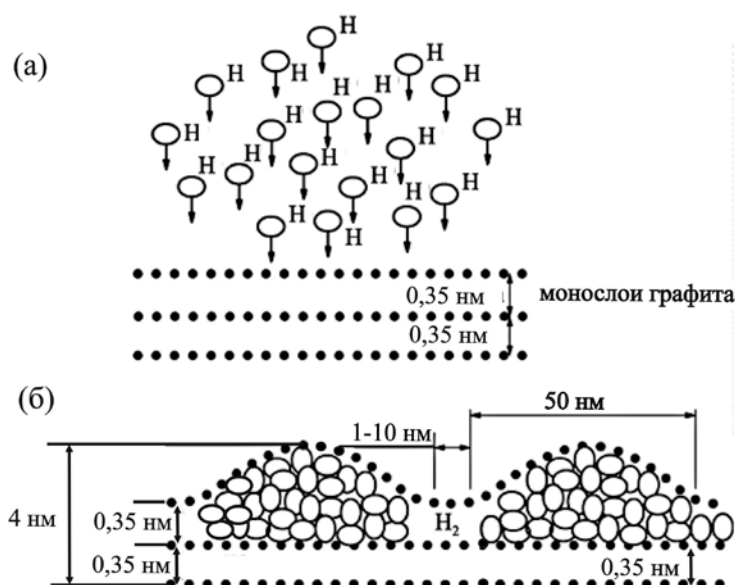


Рис. 1 (из [1, 2]). Модель (Waqar (2007), from STM-AFM data) интеркаляции водорода в высоко ориентированном пиролитическом графите посредством образования поверхностных графеновых наноблистеров. (а) – Начальная стадия процесса, т.е. до воздействия атомарного водорода (H) на поверхностный слой графита. (б) – Конечная стадия процесса, т.е. после воздействия атомарного водорода (с давлением $P_{H(газ)} \sim 10^{-4}$ Па) на поверхностный слой графита, приводящего к образованию поверхностных графеновых наноблистеров, заполненных интеркалированным газообразным молекулярным водородом с плотностью ~ 0.045 г/см³ (при 300 К), отвечающей сжатию молекулярного водорода до $P_{H_2(газ)} \sim 10^8$ Па ($\sim 10^3$ бар) (за счет энергии ассоциации атомарного водорода в графеновых наноблистерах)

РФФИ проект 18-29-19149.

1. Nechaev Yu.S. and Veziroglu T.N. Mechanism and Energetics of the Unique Spillover Effect Manifestation, Relevance to the Efficient Hydrogen Storage in Graphite Nanofibers. // International Journal of Chemistry, 7, 207-212 (2015). <https://doi.org/10.5539/ijc.v7n2p207>
2. Nechaev Yu.S. and Veziroglu T.N. On the Hydrogenation-Dehydrogenation of Graphene-Layer-Nanostructures: Relevance to the Hydrogen on-Board Storage Problem. // International Journal of Physical Sciences, 10, 54-89 (2015). <https://doi.org/10.5897/IJPS2014.4212>

**ON MECHANISMS OF “GRAIN BOUNDARY SLIDING”
DURING SUPERPLASTIC DEFORMATION OF METALLIC MATERIALS,
IN LIGHT OF THE KAIBYSHEV-VALIEV DISCOVERY OF 1977**

Nechaev Yu.S.

*Kurdyumov Institute of Metals Science and Physics,
within Bardin Central Research Institute for Ferrous Metallurgy,
Moscow, Russia
yuri1939@inbox.ru*

Based on the results of the thermodynamic analysis [1, 2] of a number of experimental data, and in the light of the Kaibyshev-Valiev discovery [3], the possibility of periodic formation of a liquid-like state in the nanoregions of extremely "non-equilibrium" grain boundaries (Fig. 1) and in other structural defect regions in metallic polycrystals during their superplastic deformation (SPD) and intense plastic deformation (IPD) is considered. The “GB sliding” mechanisms of SPD can be related to the mutual turning of some grains along liquid-like grain boundaries (GB₃). In the thermodynamic analysis of amorphization and "nanocrystallization" in metallic materials subjected to IPD, it is necessary to consider two "non-equilibrium" phases (as GB₂ and GB₃, Fig. 1), that is necessary for establishing a stationary state (with respect to the "equilibrium" phase, as GB₁, Fig. 1) in such materials.

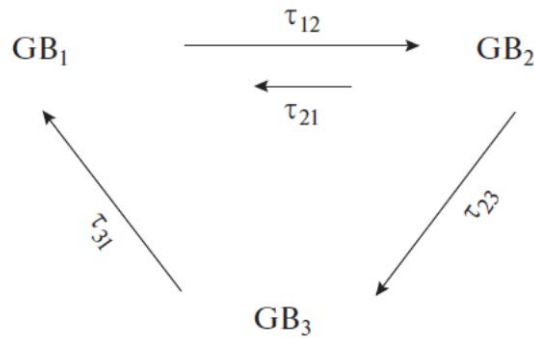


Fig. 1. Cyclic (three-stage) structure-phase changes in the state of grain boundaries (GBs) of a metallic material during deformation: GB₁ (I) is the “equilibrium” low-energy (crystalline) state, GB₂ (II) is the limit “non-equilibrium” high-energy (crystalline) state, GB₃ (III) is the limit “non-equilibrium” high-energy (liquid-like) state, τ_{12} is the relaxation time (the quantity reciprocal to the rate constant) of the I → II process, τ_{21} is the relaxation time of the II → I process, τ_{23} is the relaxation time of the II → III (melting-like) process, and τ_{31} is the relaxation time of the III → I (crystallization-like) process. This thermodynamic three-stage model can be applied (in the light of [3]) to the steady state stage of SPD of metallic materials. Similar models can be applied to the steady state stages of amorphization and "nanocrystallization", relevance to forming “non-equilibrium”) phases under IPD.

1. Yu.S. Nechaev, V.P. Filippova, R.V. Sundeev, Bull. Russ. Acad. Sci.: Phys. 81, no. 11 (2017) 1317.
2. Yu.S. Nechaev. Proc. of ICSAM-2018.
3. O.A. Kaibyshev, R.Z. Valiev, The phenomenon of formation of non-equilibrium grain boundaries when they absorb lattice dislocations. Bulletin Discoveries & Inventions, # 7. Diploma number 339, 1988. Priority data of April 13, 1977.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДЕФЕКТЫ СТРУКТУРЫ В КРИСТАЛЛАХ GaSe:Er, ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ РАСПЛАВА

Борисенко Е.Б., Борисенко Д.Н., Колесников Н.Н., Терещенко А.Н.,
Тимонина А.В.

Институт физики твердого тела Российской Академии Наук
borisenk@issp.ac.ru

Многие уникальные свойства кристаллов GaSe обусловлены их слоистой структурой, высокой анизотропией, двулучепреломлением. В последнее время получило развитие направление легирования редкоземельными металлами при использовании кристаллов GaSe в качестве конвертеров частоты ИК и ТГц диапазонов. Исследования направлены на поиски оптимальных концентраций легирующих добавок, среди которых есть Er [1], однако, растворимость его в твердом состоянии в GaSe очень низкая. Наши предыдущие исследования показали, что можно повысить растворимость эрбия при выращивании легированных кристаллов из расплава [2]. Микрорентгеноспектральный и рентгенофазовый анализ полученных кристаллов показывают, что помимо твердого раствора образуется только одна фаза Er₂Se₃. Было установлено, что имеются ориентационные соотношения между решетками матрицы GaSe и преципитатами Er₂Se₃: плоскости (0001)/(111) и направления [11 $\bar{2}$ 0]/[$\bar{1}$ 10], соответственно. Эту фазу удается детектировать на дифрактограммах, несмотря на ее малое количество в кристалле (0.4-0.6 об%), при наличии 1 ат%Er в загрузке, именно благодаря наличию ОС. Она также выявляется с помощью сканирующей электронной микроскопии, присутствует, согласно данным РМСА в составе эвтектики GaSe+Er₂Se₃. Анализ структурных дефектов в легированных кристаллах показал, что плотность выявляемых химическим травлением в базисной плоскости ростовых дислокаций составляет $2.5 \cdot 10^3 \text{ см}^{-2}$. Анализ формы линий дифрактограмм дает основание утверждать, что основными дефектами в этих кристаллах являются дефекты упаковки. Они возникают, по всей вероятности, как прослойки на границах политипов: до 2 об% δ -GaSe в основной матрице ϵ -GaSe, обнаруженных методом порошковой рентгеновской дифракции. Установлено, что легирование 1ат% Er приводит к повышению микротвердости в 1.7 раза по сравнению с чистым GaSe. Детектируемая при температуре 4.2 К фотолюминесценция ФЛ находится в диапазоне 1.45 – 2.1эВ, что ниже энергии излучения свободных экситонов (2.11 эВ) в чистых и легированных эрбием кристаллах [3]. При легировании кристалла GaSe эрбием наблюдается относительное уменьшение интенсивности полосы 2.03 эВ и сдвиг ее максимума в длинноволновую сторону за счет гашения высокоэнергетических компонент. Возрастает относительная интенсивность низкоэнергетического плеча на 1.8 эВ и появляется набор узких пиков в области 1.73-1.94 эВ, связанных, предположительно, с образованием новых уровней за счет комплексов GaSe-Er. Набор узких пиков, наблюдаемых в области 1.47-1.55 эВ относится к внутрицентровым переходам с 4f-оболочки ионов эрбия [3].

1. Z-S. Feng, J. Guo, J-J. Xie, L-M. Zhang, J-Y. Gao, Yu. M. Andreev, T. I. Izaak, K. A. Kokh, G. V. Lanskii, A. V. Shaiduko, A. V. Shabalina, V. A. Svetlichnyi, *Optic Communications*, 318 (2014), p. 205-211;
2. Borisenko, E. B., N. N. Kolesnikov, D. N. Borisenko, A. N. Tereshchenko, A.V. Timonina, *Diffusion Fundamentals* 2017, July, 3-7, Moscow, MISiS, p.89-90;
3. Yu-K. Hsu, Ch-Sh. Chang, W-F. Hsieh, *Jpn. J. Appl. Phys*, 42 (2003), p. 4222-4225.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И СТРУКТУРНЫЕ ЯВЛЕНИЯ В Al-Si СПЛАВЕ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ ТУГОПЛАВКИМИ СОЕДИНЕНИЯМИ

Казанцева Л. А., Курзина И.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
г. Томск, Россия*

kazantseva2911@mail.ru

Металлический расплав является основой качества будущего литого изделия, т.к. его свойства в значительной степени определяют физико-химические и литейные процессы при обработке расплава, заполнении форм и кристаллизации. Практически все промышленные силумины являются многофазными сплавами. Общим для них является наличие кремниевой фазы эвтектического происхождения. Согласно диаграмме состояния трехкомпонентной системы Al-Si-Fe, в равновесии с алюминиевым твердым раствором находятся фазы (Si), Al_3Fe , Al_8Fe_2Si и Al_5FeSi , которые могут участвовать в нон- и моновариантных реакциях.

Введение тугоплавких оксидов в мелкодисперсном состоянии в расплав может привести к изменению процесса кристаллизации. Может измениться концентрация зародышей кристаллизации и температура фазовых переходов. Одним из актуальных вопросов является изучение структурно-фазового состояния сплава АК7ч, кристаллизующегося в присутствии тугоплавких оксидов.

Исследования, проведенные методом просвечивающей электронной микроскопии, показали, что в сплаве АК7ч часть наблюдаемых фаз имеет четко выраженный дефектный характер. Дислокационная структура влияет на упрочнение сплава. Типичные примеры изображения дислокационной структуры в различных участках α -матрицы алюминия и областей скопления кремниевых частиц исходного сплава приведены на рис. 1. Установлена кристаллизация трехкомпонентных фаз состава Al_2FeSi и Al_3FeSi .

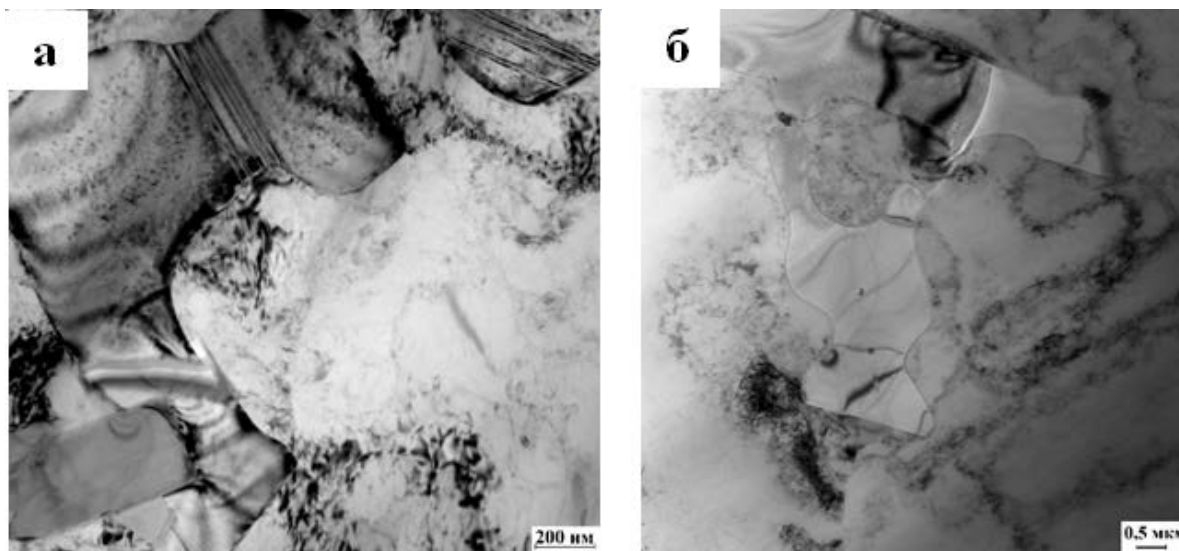


Рис.1. Дислокационная структура в α -матрице алюминия:
а) Исходный сплав АК7ч; б) Модифицированный сплав АК7ч

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОХОЖДЕНИЯ УДАРНЫХ ВОЛН ЧЕРЕЗ ГРАНИЦУ РАЗДЕЛА ДВУДОЛЬНЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ Ni–Al, Cu–Au, Cu–Al, Pt–Al

¹Ерёмин А.М., ¹Захаров П.В., ²Старостенков М.Д., ¹Фенский С.В.

¹Алтайский государственный гуманитарно-педагогический университет им. В.М. Шукишина, г. Бийск, Россия

²Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, г. Барнаул, Россия
eam77@yandex.ru

Износостойкие и инструментальные биметаллы находят все большее применение в деталях машин, подвергающихся сильному износу. Активно применяются проводниковые и контактные биметаллы. Биметаллы для глубокой вытяжки сочетают в себе наряду с высокой прочностью и достаточной пластичностью хорошую теплопроводность и коррозионную стойкость [1]. В свою очередь с переходом к нано-размерным материалам резко возрос теоретический и экспериментальный интерес к биметаллическим наночастицам. Уникальные физические и химические свойства биметаллических частиц связаны с их структурными, электронными и оптическими свойствами [2].

Структура биметаллических наночастиц определяется распределением в ней металлов. Частицы могут быть организованы в виде упорядоченного сплава, например двудольные биметаллы, иметь произвольный состав, либо иметь архитектуру типа «ядро-оболочка». Последний тип реализуется только на наноуровне и представляет собой частицы одного металла, покрытые другим. Такие материалы привлекают значительный исследовательский интерес в связи с их потенциальным применением в области гетерогенного катализа, так как они часто более активны по сравнению со своими монометаллическими аналогами. Улучшение свойств этих систем связывают со сложным взаимодействием электронов двух металлов и эффектами изменения параметров решетки в биметаллических сплавах или на межфазных границах двух металлов [3]. Особый интерес вызывают соединения Ni–Al, Cu–Au, Cu–Al, Pt–Al.

В данной работе проводится исследование прохождения ударных волн через границу раздела двудольного биметалла Ni–Al, Cu–Au, Cu–Al, Pt–Al. В качестве метода компьютерного моделирования был выбран метод молекулярной динамики. Моделирование производилось с использованием хорошо зарекомендовавшего себя пакета молекулярной динамики – LAMMPS [4]. Данный пакет разрабатывался для применения к расчетам на параллельных компьютерах. В качестве межатомного потенциала использовался потенциал, полученные методом погруженного атома (EAM) и входящие в стандартный набор LAMMPS.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Алтайского края в рамках научного проекта № 18-42-220002 p_a.

1. A.A. Vykov. Development of production of bimetals. Metallurgist: scientific and technical and industrial journal. 9, 61-65 (2009).
2. O.G. Ellert, M.V. Tsodikov, S.A. Nikolaev, V.M. Novotortsev. Bimetallic nanoalloys in heterogeneous catalysis industrially important reactions: synergism and structural organization of active components. Advances in Chemistry. 83(8), 718 - 732 (2014).
3. S.E. Eliana Misi, A. Ramli, F.H. Rahman. Journal of Applied Sciences. 11, 1297-1302 (2011).
4. LAMMPS Molecular Dynamics Simulator <http://lammps.sandia.gov/>

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Белоусов Н.Н.¹, Хаймович П.А.², Андреев В.А.^{3,4}, Черняева Е.В.⁵,
Вьюненко Ю.Н.⁶

¹Донецкий Физико-технический институт, Донецк

²ННЦ "Харьковский физико-технический институт", Харьков, Украина

³ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», Москва, Россия

⁴ФГБУН Институт металлургии и материаловедения
им. А.А. Байкова РАН, Москва

⁵Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

⁶ООО «Оптимикст Лтд», Санкт-Петербург

lena@smel.math.spbu.ru

Исследовали акустическую эмиссию (АЭ) в сплаве TiNi в процессе внедрения твердосплавного конического индентора при силовом воздействии 1000Н и во время фазовых превращений при нагреве и охлаждении. В исходном состоянии образцы представляли собой диски диаметром 10 мм и толщиной 2 мм, вырезанные электроэрозионным способом из кованных прутков, и прямоугольные пластины 10x9,3x1,5 мм. До диаметра 12 мм прутки из сплава Ti-55,15 вес.%Ni проковывали при 800 °С. Затем до диаметра 10 мм прутки доводили ковкой при ~400°С. Было обнаружено различие спектральных характеристик АЭ в приповерхностной, центральной и промежуточной зонах диска [1].

В дальнейшем цилиндры высотой 24 мм, вырезанные из этих прутков, подвергались барокриодеформированию (БКД) на 22–24% при температуре –196°С по схеме с противодавлением (рис.1), то есть на перепаде давлений в камерах 1 (рабочей) и 2 (противодавления), в связи с низкой пластичностью никелида титана. Передающая давление среда – индий. Необходимый в данном случае перепад давлений в 6 кбар при диапазоне давлений в камере 2 в 5–12 кбар требовал поднятие давления в рабочей камере до 11–18 кбар.

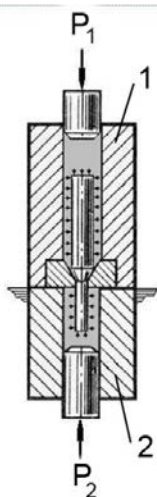


Рис.1.

Обнаружено, что повышение давления в камере 1 до 14 кБар приводит к росту числа сигналов, зарегистрированных при термоциклировании образца с переходом в аустенитное состояние и обратно. После БКД материала при давлении в камере 1 в 18 кБар интенсивность АЭ в термоцикле снизилась примерно на 8,5%.

Деформирование диска кручением в условиях сжатия усилием 1–3 ГПа приводит к значительному разбросу числа сигналов АЭ при взаимодействии материала с индентором в разных точках поверхности. При этом минимальные количества зарегистрированных сигналов, как правило, отмечены в зоне минимальной пластической деформации.

Таким образом, АЭ реагирует на широкий спектр механических и температурных воздействий на никелид титана и может являться индикатором неоднородности материала по объему и интегральной структурной изменчивости

1. Андреев В.А., Вьюненко Ю.Н., Черняева Е.В. Особенности акустической эмиссии в ковном никелиде титана //XXIII Петербургские Чтения по проблемам прочности (10-12 апреля 2018 г., Санкт-Петербург): сб. материалов.- СПб.: Изд-во ВВМ, 2018. – С.231

МЕХАНИЗМЫ ВЛИЯНИЯ ПРИМЕСЕЙ НА КИНЕТИКУ СПЕКАНИЯ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

**Болдин М.С., Попов А.А., Ланцев Е.А., Нохрин А.В.,
Чувильдеев В.Н.**

*Национальный исследовательский Нижегородский государственный
университет им. Н.И. Лобачевского
Научно-исследовательский физико-технический институт,
Нижний Новгород, Россия
boldin@nifti.unn.ru*

Оксид алюминия является одним из наиболее перспективных керамических материалов для широкого спектра конструкционных применений благодаря сочетанию высокой твердости, термостойкости, химической инертности, а также доступности и низкой цены. Одним из методов повышения эксплуатационных свойств оксида алюминия является метод модифицирования зерненной структуры за счет введения частиц второй фазы или небольших добавок примесей.

Традиционное объяснение изменений диффузионных свойств в керамиках базируется на принципе сохранения электронейтральности материала при растворении примесей. Поскольку ключевыми факторами оказывающими влияние на взаимное растворение веществ являются температура и время процесса, большой интерес представляет вопрос о влиянии этих факторов на параметры диффузии при спекании в условиях высокоскоростного нагрева, реализуемого в методе электроимпульсного плазменного спекания.

В работе проведен анализ влияния частиц примесей MgO, TiO₂, SiO₂ и ZrO₂ на кинетику уплотнения Al₂O₃ на начальной стадии спекания, когда усадка определяется началом образования перешейков между спекающимися частицами порошка, на промежуточной стадии – стадии интенсивной усадки, и финальной стадии - стадии роста зерен.

В работе продемонстрировано отсутствие изменений диффузионных характеристик на начальной и промежуточной стадии спекания Al₂O₃ с содержанием примесей.

Показано, что доминирующим механизмом усадки на промежуточной стадии является деформация частиц Al₂O₃ под действием высокой температуры и приложенного давления.

Установлено, что частицы примесей оказывают влияние только на финальной стадии спекания Al₂O₃, а характер этого влияния зависит от склонности примеси к растворению в Al₂O₃ и образованию с Al₂O₃ новых соединений в температурном интервале спекания.

Авторы благодарят за поддержку Министерство образования и науки Российской Федерации грант №11.1114.2017_ПЧ.

SECOND AND THIRD ORDER ELASTIC CONSTANTS OF TiNi-2%Fe

Muslov S.A.¹, Lotkov A.I.²

¹*Evdokimov A.I. MSMSU, Moscow, Russia,*

²*ISPMS SB RAS, Tomsk, Russia*

muslov@mail.ru

Elastic constants are one of the most important characteristics of a solid. The elastic constants of the second (SOEC) and third (TOEC) orders are the coefficients of the expansion of the internal energy of the crystals in terms of the deformation degrees for the quadratic and cubic terms of this expansion. The TOEC on a microscopic level, determine the asymmetry of interatomic bonds with respect to crystal stretching and compression, i.e. lattice anharmonicity. In TiNi obtained numerical criteria for the stability of the initial B2 crystal lattice of alloys to homogeneous and short-wave deformations, containing the relations between the elastic moduli of the second and third order.

In this paper we report the calculation of TOEC of TiNi-2% Fe alloys with a high-temperature bcc B2 phase, ordered in the CsCl type, which can undergo martensitic transformations in two channels: B2→B19' and B2→R→B19', depending on the composition and thermomechanical treatment. The SOEC c_{ij} in titanium nickelide based alloys were measured by us earlier by the ultrasound method [1, 2].

Table 1. Experimental data and calculation formulas for determining combinations of third-order elastic constants

L,T	Ultrasound mode	ω	ω , GPa	$d\omega/dp$	$d\omega/dp$	$1+2\omega/3B+(d\omega/dp)_{p=0}$
L	[100][100]	c_{11}	162,5	0,032	5,20	$-1/3B(c_{111} + 2c_{112})$
T	[100] [$\nabla \perp N$]	c_{44}	34,0	0,0235	7,99	$-1/3B(c_{144} + 2c_{166})$
L	[110][110]	c_L	179,3	0,036	6,50	$-1/3B(\frac{1}{2}c_{111} + 2c_{112} + c_{144} + 2c_{166} + \frac{1}{2}c_{123})$
T	[110] [1 $\bar{1}$ 0]	C'	17,2	-0,020	-0,34	$-1/3B(\frac{1}{2}c_{111} - \frac{1}{2}c_{123})$

Here, L is the longitudinal vibration mode, T is the transverse vibration mode, N is the unit vector along the wave propagation direction; ω – SOEC or their linear combinations: $c_L = 1/2(c_{11} + c_{12} + 2c_{44})$, $C' = 1/2(c_{11} - c_{12})$, p – hydrostatic pressure.

By numerical method, taking into account the Cauchy conditions for cubic crystals $c_{112} = c_{166}$, $c_{123} = c_{144} = c_{456}$, the following values of c_{ijk} TiNi-2%Fe are obtained: $c_{111} = -1,18TIIa$, $c_{112} = -0,51TIIa$, $c_{123} = -0,57TIIa$.

1. Kuznetsov A.V., Muslov S.A. et al. Elastic constants of TiNi near martensitic transformations // *Izvestiya Vuzov, ser. Fizika.* - 1987, No. 7. - S. 98-99.
2. Muslov S.A., Kuznetsov A.V. et al. Anomalies of the elastic constants of single crystals of $Ti_{50}Ni_{48}Fe_2$ // *Izvestiya Vuzov, ser. Fizika.* - 1987, No. 8. - S. 104-105.

ПРИРОДА ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ АУСТЕНИТА И ЦЕМЕНТИТА

Симич-Лафицкий Н.Д.¹, Крапошин В.С.¹, Талис А.Л.²

¹МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия,

bauman@bmstu.ru ;

²ИНЭОС РАН им. А.Н. Несмеянова, Москва, Россия,

larina@ineos.ac.ru

Экспериментально определены несколько ориентационных соотношений (ОС) между цементитом и аустенитом в заэвтектоидных сталях. Thomson и Howell показали, что наблюдавшиеся разными авторами ОС аустенит/цементит могут быть записаны в единой форме

$$\{-103\}C \parallel \{111\}A; \langle 010 \rangle C \parallel \langle 10-1 \rangle A; \langle 30-1 \rangle C \parallel \langle -12-1 \rangle A \quad (1)$$

Данное соотношение записано для установки кристалла цементита, соответствующей пространственной группе $Pbnm$, в этой установке ребра ромбической элементарной ячейки цементита вдоль осей x, y, z имеют значения соответственно $a = 452$, $b = 507$, $c = 674$ пм.

Предложен механизм образования зародыша при взаимном преобразовании кристаллических структур цементита и аустенита. Механизм основан на трактовке рассматриваемых структур как кристаллографических разбиений на триангулированные полиэдры, которые могут быть трансформированы переброской диагоналей в ромбах, составленных из двух соседних треугольных граней.

Видно, что при взаимном преобразовании фрагмента структуры цементита и фрагмента структуры ГЦК-аустенита взаимная ориентировка трехшапочных призм и октаэдров точно соответствует ОС (1). Получается, что наблюдаемое экспериментально ОС (1) между аустенитом и цементитом соблюдается уже на уровне образования зародыша. Само по себе выполнение ОС (1) в случае действия этого механизма преобразования подтверждает адекватность самого механизма.

Ориентационное соотношение 60-градусного ромбоэдра встроенного в структуру цементита: («внутреннего» фрагмента ГЦК-упаковки), с кристаллом цементита, совпадает с ориентационным соотношением Томсона-Хоуэлла «внешнего» аустенита с цементитом. Поскольку кристаллическая структура цементита может быть представлена как результат множественного двойникования ГЦК-решетки аустенита по плоскости $\{113\}$, то трехшапочная тригональная призма, размещенная на плоскости двойникования $\{113\}$ аустенита в качестве структурной единицы цементита, также находится в ОС (1) относительно окружающей ее решетки аустенита.

Наблюдаемое ориентационное соотношение ГЦК-аустенита и цементита определяется кристаллографическим соотношением группа-подгруппа между партнерами по превращению, и некристаллографической симметрией определяющей трансформацию триангулированных кластеров ГЦК-аустенита.

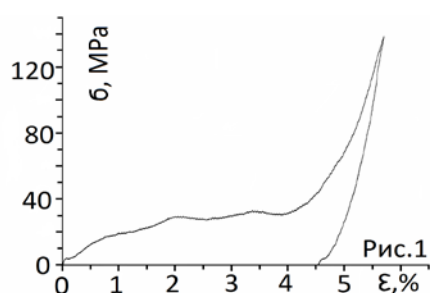
ИССЛЕДОВАНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО РЕЛЬЕФА В КРИСТАЛЛАХ Ni-Fe-Ga-Co С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Носов Ю.Г., Крымов В.М., Солдатов А.В., Николаев В.И.

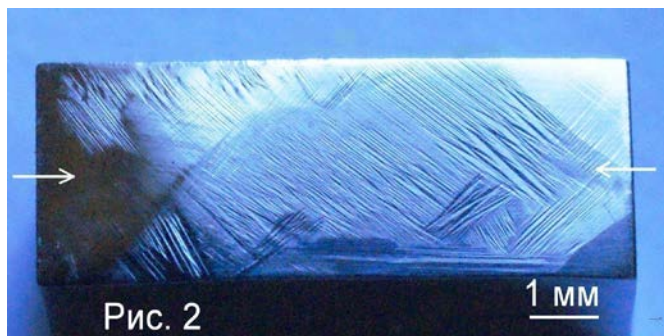
ФТИ им. А.Ф.Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
yu.nosov@mail.ioffe.ru

Кристаллы сплава Ni-Fe-Ga-Co, обладающие эффектом памяти формы, интересны с практической точки зрения большими обратимыми термоупругими и магнитоиндуцированными деформациями [1]. Данная работа посвящена выяснению вопроса возврата кристалла к исходной форме на макро и микроуровнях после его механического сжатия и последующего нагрева.

Кристаллы $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$ выращивались из расплава способом Степанова в виде стержней диаметром 8-10 мм. Далее они прошли высокотемпературный отжиг ($1150^{\circ}C$ в аргоне, 2 часа) с закалкой в воду. Размеры образца для исследования 8,8 x 5,1 x 3,3 мм. Перед опытом по сжатию боковые поверхности кристалла были отполированы. Одноосное сжатие кристалла вдоль [110] проводилось при комнатной температуре на Instron 1342 со скоростью нагружения $10^{-4} c^{-1}$. На рис.1 представлена диаграмма сжатия кристалла до остаточной деформации 4,5%.



После деформации боковые (исходно полированные) грани имели мартенситный поверхностный рельеф рис.2. Стрелками указано направление сжатия. Используя микроскоп Amplival с ценой деления винта наводки на резкость 1,5 мкм, была оценена высота неровностей рельефа. Максимальные значения высот составляли 7–8 мкм, что позволило найти величины углов между поверхностями рельефа. Максимальные значения этих углов не превосходили $4-6^{\circ}$.



После нагрева сжатого кристалла до температуры обратного мартенситного превращения ($\sim 110^{\circ}C$) наблюдалось высокоскоростное восстановление деформации памяти формы, приводившее к подпрыгиванию образца, как это описано в работе [2]. При этом геометрические размеры кристалла восстанавливались до исходных полностью,

в то время как тонкий поверхностный рельеф боковых граней не исчезал и грани к первоначальному полированному виду не возвращались. Это объясняется тем, что, видимо, в процессе деформации кристалла происходит не только механоиндуцированный фазовый переход аустенит – мартенсит, но имеет место и пластическая деформация материала, которая нагревом не снимается.

1. Н. Morito, А. Fujita, К. Oikawa et al. Applied Physics Letters, 2007, 90, 062505.
2. В.И. Николаев, П.Н. Якушев, Г.А. Малыгин, С.А. Пульнев. Письма в ЖТФ, 2010, т.36, вып.19, с.83-89.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ РОСТА ЗЕРНА ПРИ ОТЖИГАХ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С МИКРОСТРУКТУРОЙ, СОДЕРЖАЩЕЙ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ДВОЙНИКИ

Майер Г.Г.¹, Астафуров С.В.¹, Мельников Е.В.¹, Москвина В.А.¹,
Фортуна А.С.^{1,2} Астафурова Е.Г.¹

¹*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, Томск, Россия,*

²*Томский политехнический университет, Томск, Россия*
elena.g.astafurova@gmail.com

В работе изучали фазовый состав, микроструктуру и микротвердость высокомарганцевых аустенитных сталей с высокой концентрацией атомов углерода Fe–13Mn–1,3C, Fe–13Mn–2,7Al–1,3C, Fe–28Mn–2,7Al–1,3C (мас. %), подвергнутых деформации кручением под высоким давлением (КВД) и последующим высокотемпературным отжигом в интервале температур 400–800°C. Для деформации методом КВД использовали стальные образцы в монокристаллическом состоянии. После гомогенизации образцы закаливали в воду после выдержки 1 час при $T = 1100^\circ\text{C}$ для получения аустенитной структуры. Деформацию проводили на наковальнях Бриджмена под давлением $P = 5\text{--}6$ ГПа и температуре $T = 23^\circ\text{C}$. Образцы деформировали на 1, 3, 5 полных оборотов (N). После деформации образцы подвергали отжигам в течение 1 часа при температурах 400, 500, 600, 700 и 800°C.

Границы термической стабильности микротвердости для сталей Fe–13Mn–1,3C, Fe–13Mn–2,7Al–1,3C, в которых при КВД формируется высокая плотность границ деформационных двойников, слабо зависят от числа оборотов кручения, имеют близкие значения и составляют 500°C после холодного КВД. При отжигах выше границы термической стабильности микротвердость образцов быстро уменьшается с ростом температуры, происходит зарождение и рост зерен. В стали Fe–28Mn–2,7Al–1,3C наблюдается зависимость термической стабильности микротвердости от степени деформации. После одного оборота КВД формируется разориентированная аустенитная структура с малой плотностью двойниковых границ, микротвердость монотонно уменьшается с ростом температуры отжига и установить границу термической стабильности микротвердости не представляется возможным. С увеличением деформации ($N = 3, 5$) в стали Fe–28Mn–2,7Al–1,3C значения микротвердости возрастают за счет накопления деформационных дефектов, активации механического двойникования, образования локализованных полос и формирования границ деформационного происхождения, при этом граница термической стабильности определяется и составляет 500°C. На основе анализа особенностей микроструктуры и фазовых переходов, происходящих при отжигах выше границы термической стабильности структуры деформированных методом КВД сталей Fe–13Mn–1,3C ($N = 1, 3, 5$), Fe–13Mn–2,7Al–1,3C ($N = 1, 3, 5$), Fe–28Mn–2,7Al–1,3C ($N = 1, 3, 5$), установлено, что высокая плотность двойниковых границ, сформированная в сталях при деформации методом КВД, и γ - α' - γ фазовые превращения, реализуемые в сталях Fe–13Mn–1,3C ($N = 1, 3, 5$), Fe–13Mn–2,7Al–1,3C ($N = 1, 3, 5$) при отжигах вблизи границы термической стабильности ультрамелкозернистой (наноразмерной) структуры, препятствуют росту зерна при отжигах.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 18-79-00149). Авторы благодарны профессору Ю.И. Чумлякову за монокристаллы сталей, предоставленные для исследования.

КОМПОЗИТ СО СЛОИСТОЙ (NB-AL)-МАТРИЦЕЙ И САПФИРОВЫМИ ВОЛОКНАМИ, ПОЛУЧЕННЫМИ МОДИФИЦИРОВАННЫМ МЕТОДОМ СТЕПАНОВА

Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н., Шикунев С.Л.,
Стрюков Д.О., Желтякова И.С.

Институт физики твердого тела РАН, Московская обл., г. Черноголовка, Россия
korzhov@issp.ac.ru

Исследовались слоистые композиты, полученные диффузионной сваркой (ДС) пакетов, которые собирались из фольг сплава Nb–0.1%С толщиной ~50 мкм и элементов «книжной» формы из Al-фольг толщиной 10 мкм, внутри которых был размещен ряд сапфировых волокон диаметром ~0.25 мм. Длина пакетов – 40, ширина – 35 мм. Количество элементов Al/Al₂O₃/Al в пакете – 10 шт. В собранном виде пакет состоял из чередующихся фольг сплава Nb–С и элементов Al/Al₂O₃/Al. Режим ДС: 600 °С, 3 ч при 5.6 МПа + 1400 °С, 30 мин при давлении 10.5 МПа. Толщина пакета после сварки – 1.2 мм. Объемное содержание 200 шт. волокон, уложенных в каждый из пакетов, – 15.5%.

Волокна получали выращиванием из расплава по модифицированному методу Степанова. Прочность волокон определялась по методике, основанной на намотке волокон на серию жестких цилиндров различного диаметра, в процессе которой происходили обрывы волокон.

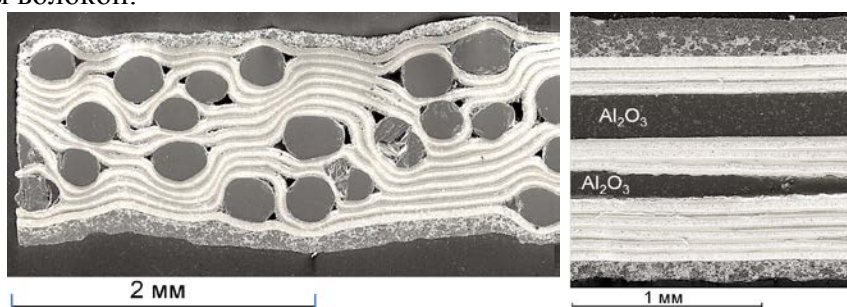


Рис. 1. Макроструктура поперечного и продольного сечения композита

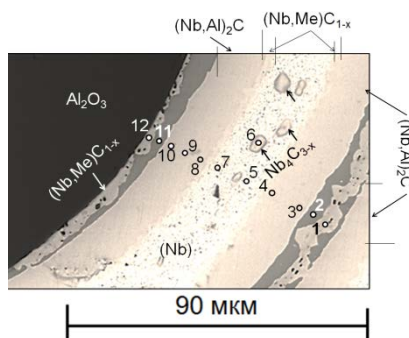


Рис. 2. Микроструктура матрицы композита:
1–12 – номера спектров

Структура композитов поперек и вдоль волокон представлена на рис. 1. Наружные поверхности композита имеют защитные покрытия из смеси оксидов Al₂O₃ (темная фаза) и ZrO₂ (светлая фаза).

Микроструктура слоистой матрицы исследована с помощью РЭМ и локального рентгеновского спектрального анализа (рис. 2). Надежно идентифицированы слои, наследовавшие фольги сплава NbС. После ДС они состояли из двух слоёв карбида (Nb,Al)₂С и внутреннего слоя из Nb-твёрдого раствора с выделениями карбида Nb₄С_{3-х}. Между ними обнаружены тонкие прослойки монокарбида (Nb,Me)С_{1-х}.

Тонкий 2-х фазный слой между Al₂O₃-волоконком и слоем карбида (Nb,Al)₂С был продуктом взаимодействия Al- и NbС-фольг. Взаимодействия матрицы с волоконком не отмечено.

Сделаны измерения прочности и трещиностойкости композитов при комнатной температуре.

ПОЛУЧЕНИЕ И СТРУКТУРА ЖАРОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ СОЕДИНЕНИЙ МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА С КРЕМНИЕМ И УГЛЕРОДОМ ДЛЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Nb-СПЛАВОВ

Коржов В. П., Кийко В. М., И.С. Желтякова

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

Жаростойкие покрытия из силицидов Mo и W на поверхности жаропрочного композита получали одновременно с диффузионной сваркой (ДС) его заготовки, представляющей многослойный пакет. Покрытие в виде суспензии смеси порошков Mo, W и Si состава 44%Mo–44%W–12 мас.%Si, соответствующего одной из фаз Новотного, наносилось на наружные Nb-поверхности пакета Nb/(Si–B), который собирался из Nb-фольг с (Si–B)-покрытиями. Углерод поступал в покрытие за счет CO-атмосферы в камере для сварки и прокладок из термически расщепленного графита между пакетом и пуансонами. Сварка проводилась в 2 этапа: 1 – 1400 °С, 1 ч при 7,4 МПа; 2 – 1400 °С, 1 ч при 11,8 и 2 ч при 15,7 МПа.

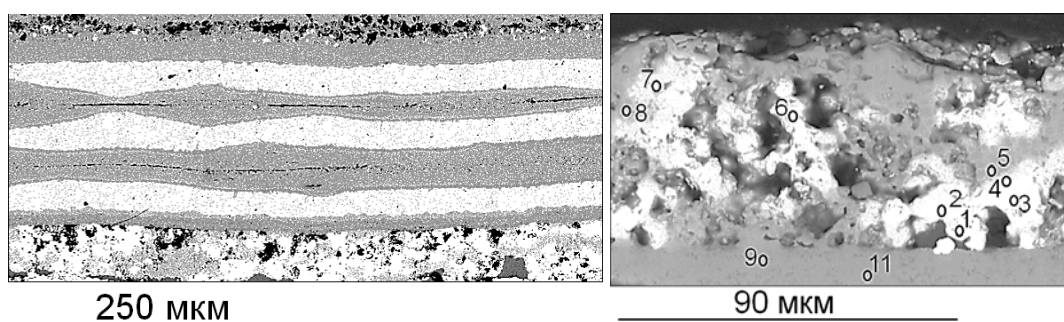


Рис. 1. Микроструктура приповерхностной области поперечного сечения композита Nb/(Si–B) и покрытием из соединений Mo и W с Si и C после 2-го этапа ДС.

Рис. 2. Микроструктура покрытия при большом увеличении: 1–9 и 11 – номера спектров локального рентгеновского спектрального анализа после 1-го этапа ДС.

1. На рис. 1 и 2 показано покрытие, образовавшееся на поверхности композита Nb/(Si–B). Толщина покрытия ~60 мкм. В составе покрытия обнаружены три фазы:

- эквиатомный карбидосилицид $(Mo,W)(Si,C) = (Mo_{0.61}W_{0.31})_{0.92}(Si_{0.55}C_{0.53})_{1.08}$;
- карбидосилицид на основе Mo с W и Nb – $(Mo_{0.76}Me_{0.06})_{0.82}(Si_{0.69}C_{0.49})_{1.18} = (Mo,Me)(Si,C)$, где Me – W и Nb;
- неиспользованный в реакции вольфрам (светлая фаза).

2. Слой композита, прилегающий к покрытию (спектры 9 и 11), – это монокарбид ниобия NbC_{1-x} с растворенными в нем Mo, W и Si. Его состав $(Nb_{41.5}Me_{1.4})_{42.9}(C_{51.3}Si_{5.8})_{57.1}$ близок к монокарбиду $(Nb_{0.83}Me_{0.03})_{0.86}(C_{1.03}Si_{0.11})_{1.14} = (Nb,Me)(C,Si)_{1-x}$, где Me – Mo и W.

Вывод. При ДС, 1400 °С в течение 1 ч, фаза Новотного стехиометрических составов $(Mo,W)_5Si_3C$ или $(Mo,W)_5Si_2$ ещё не сформировалась вероятнее всего вследствие низкой температуры сварки. Однако уже полученные соединения с молибденом и вольфрамом являются жаропрочными. Эксперименты показали, что диффузионное взаимодействие между тугоплавкими элементами Mo и W с углеродом и кремнием протекает достаточно активно.

СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ НИОБИЕВЫХ СПЛАВОВ ТВЕРДОФАЗНОГО ПРИГОТОВЛЕНИЯ

Желтякова И.С., Коржов В.П., Кийко В.М.

Институт физики твердого тела РАН, Московская обл., г. Черноголовка, Россия
terekhova@issp.ac.ru

В работе исследуются слоистые композиты на основе сплавов ниобия, упрочненные карбидосилицидами металлов, для определения характеристик трещиностойкости при комнатной температуре и кратковременной прочности и при температурах в интервале от 1100 до 1300–1350 °С, модуля Юнга, эффективной поверхностной энергии. Композитный материал Nb/(Si–C) в виде пластин толщиной ~2.6 мм с размерами ~35 × 45 мм² получали диффузионной сваркой (ДС) многослойных пакетов из Nb-фольг с покрытиями из суспензий порошковых смесей 49.1Ti–19.8Mo–12.4Si–12.1ZrH₂–3.8Cr–2.8 мас.%Al или 55.2Nb–22.0Ti–8.9Mo–5.6Si–5.4ZrH₂–1.7Cr–1.2 мас.%Al. Углерод проникал за счет СО-атмосферы в камере для ДС, содержащей графитовые элементы конструкции. Сварка пакетов проводилась при 1400 °С в течение 5–10 ч под давлением от 8 до 17 МПа.

Структура получаемых композитов (рис. 1), исследуемая с помощью РЭМ и локального рентгено-спектрального анализа, формировалась из микроструктуры слоев 1, наследовавших Nb-фольги – (NbTi) и слоев 2, ассоциирующихся с металлическими покрытиями на Nb-фольгах – TiC, Me(SiC).

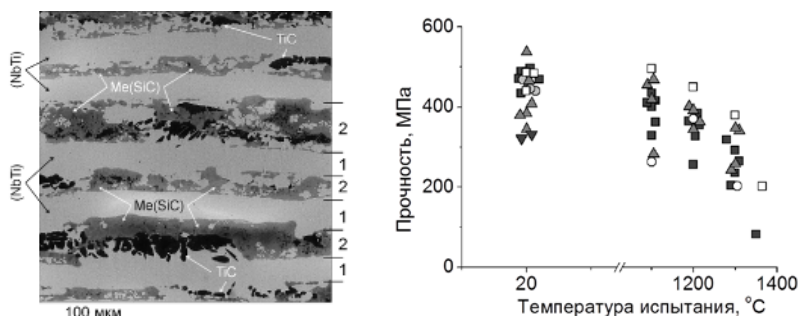


Рис. 1. Характерная многослойная структура поперечного сечения одного из композитов
Рис. 2. Зависимость прочности от температуры испытания композитов Nb/(Si–C)

Образцы испытывались на трехточечный изгиб. На рис. 2 представлена зависимость экспериментальных данных по кратковременной прочности от температуры испытания. Так как структура композитов анизотропна, то нагрузка P прикладывалась как перпендикулярно плоскости слоев (ab) – $P_{\perp}(ab)$, так и параллельно $P_{\parallel}(ab)$. Как и ожидалось, при ориентации $P_{\parallel}(ab)$ прочность была несколько выше (см. рис. 2). Показательно, что значения прочности σ_B при 20 °С в пределах 320–490 МПа не сильно превышали ее значения при 1100 °С – 280–470 МПа. При 1300 °С σ_B падала до уровня 210–350 МПа. Измерения трещиностойкости – значений критического коэффициента интенсивности напряжений K^* – проводились на образцах с боковым надрезом также при 2-х ориентациях приложения нагрузки. В отличие от прочности σ_B , уровень значений K^* при $P_{\parallel}(ab)$ 7.9–12.9 МПа·м^{1/2} был заметно ниже, чем при $P_{\perp}(ab)$ – 10.8–15.8 МПа·м^{1/2}.

Таким образом, показано, что твердофазным способом можно получать композитные материалы со слоистыми структурами из многокомпонентных сплавов.

ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРА $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$ ВОЛОКОН

Кийко В.М., Новохатская Н.И.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия
kiiko@issp.ac.ru

Основная задача представленных оксидных волокон заключается в том, чтобы обеспечить достаточную прочность и трещиностойкость композитных структур с хрупкими компонентами, предназначенных в первую очередь для работы при высоких температурах. Наличие слабых плоскостей в кристаллической структуре гексаалюмината бария $\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$ способно обеспечить «квазипластичность» при нагружении композитных материалов, а присутствие сапфира Al_2O_3 – прочность. Волокна изготавливались методом внутренней кристаллизации [1] из исходной смеси оксидов Al_2O_3 и BaO с номинальным составом, обеспечивающим получение $\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$. В результате кристаллизации расплава при вытягивании образца в холодную зону со скоростью 2 мм/мин формировались соединения $\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$ («точки» 1 и 3 на рис. 1а), Al_2O_3 («точка» 2), представляющие основной состав волокна, и блоки смесей соединений («точки 4 и 5), по-видимому, $\text{BaAl}_{12}\text{O}_{19}$ и BaAl_2O_4 , представленные на диаграмме состояния системы $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{BaO}$ [2].

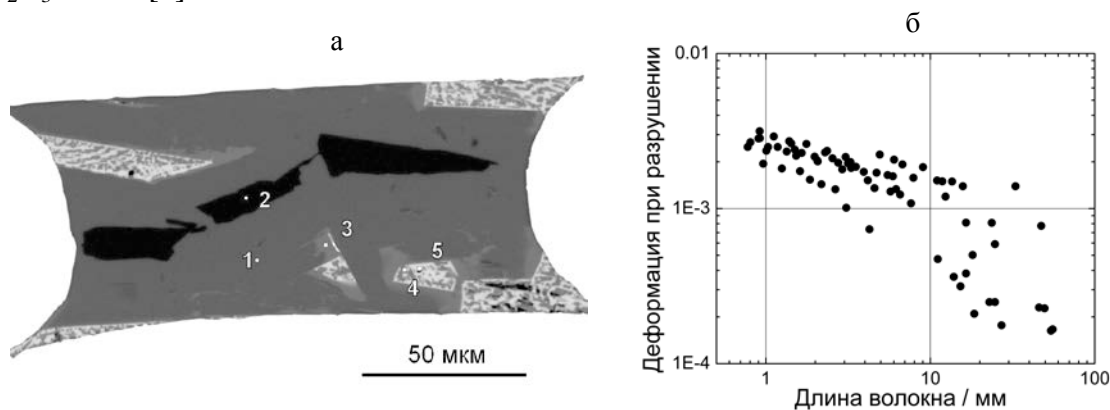


Рис. 1. а – вид поперечного сечения одного из волокон, полученный методом сканирующей электронной микроскопии с рентгеновским микроанализом (1-5 – «точки» микроанализа); б – результаты испытаний партии волокон на изгиб.

Испытания волокон проводились на изгиб при комнатной температуре по методике [3], заключающейся в том, что волокна последовательно наматываются на серию жестких цилиндров уменьшающихся диаметров и регистрируются расстояния между изломами волокон. Получены зависимости, показанные на рис. 1б; прочность волокон определяют, умножая значения деформаций при разрушении волокон в выбранных «точках», показанных на графике, на величину модуля Юнга волокна.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-01136 А).

1. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. *Механика композитных материалов*, 1991, № 5, с. 898-908.
2. Phase Equilibria Diagrams. CD-ROM Database. Version 3. ACerS – NIST, 2004.
3. Kiiko V.M., Mileiko S.T. Evaluation of room temperature strength of oxide fibres produced by the internal crystallization method. *Composites Science and Technology*, 59(1999), pp. 1977-1981.

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ С ХРУПКИМИ КОМПОНЕНТАМИ

Кийко В.М., Милейко С.Т.

*Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка Московской обл., Россия
kiiko@issp.ac.ru*

Задачи повышения рабочих температур жаропрочных композитных материалов приводят к необходимости включать в структуры этих материалов соединения, способные оказать достаточное сопротивление ползучести. К этим соединениям можно отнести ряд оксидов, интерметаллидов и различных керамик. В значительной степени они являются хрупкими. В настоящей работе проблему трещиностойкости композитных структур предлагается решить за счет включения в их состав композитные волокна на основе оксида алюминия, обеспечивающего их высокую прочность, и гексаалюмината кальция, особенность «графитоподобного» поведения которого под нагрузкой способно обеспечить «квазипластичность» с достаточной трещиностойкостью как собственно волокон, так и композита в целом. В качестве примера такого композита исследован полумодельный композитный материал с указанными волокнами и хрупкой матрицей в виде рекристаллизованного молибдена, рис. 1. Образцы изготавливались с использованием метода внутренней кристаллизации [1].

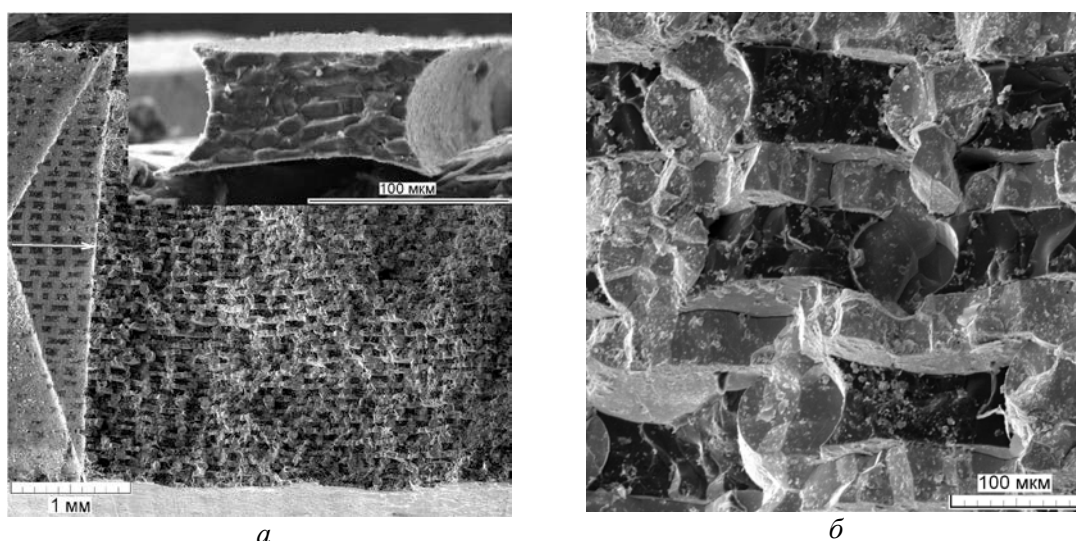


Рис.1. Поверхность разрушения композитного образца и волокна после испытаний на трещиностойкость при комнатной температуре: а – $(\text{Al}_2\text{O}_3 - 3.2 \text{ исходных весовых \% CaO})/\text{Mo}$, скорость вытягивания образца в холодную зону при кристаллизации расплава смеси оксидов Al_2O_3 и CaO 50 мм/мин, стрелкой указана граница первоначального бокового надреза в образце, на врезке – поверхность излома отдельного волокна; б – участок поверхности разрушения с большим увеличением.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-01136 А).

1. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. Механика композитных материалов, 1991, № 5, с. 898-908.

ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ Al_2O_3 И $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ И ЭВТЕКТИЧЕСКИХ $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ ВОЛОКОН, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СТЕПАНОВА

Кийко В.М., Курлов В.Н., Стрюков Д.О., Пиженин Д.Г., Коржов В.П.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия
kiiko@issp.ac.ru

Проведено измерение при комнатной температуре прочности оксидных волокон трех составов при изгибе по методике, представленной в [1]. Вкратце методика заключается в намотке волокон на серию жестких цилиндров с уменьшающимся диаметром, определения максимальной деформации в волокне на каждом диаметре и среднего расстоянии между изломами в волокне. Используя закон Гука, определяется прочность волокна на полученных длинах. На рис. 1 показаны зависимости деформации при разрушении и прочности волокон от их длины, а также вид участка сапфирового волокна после испытаний.

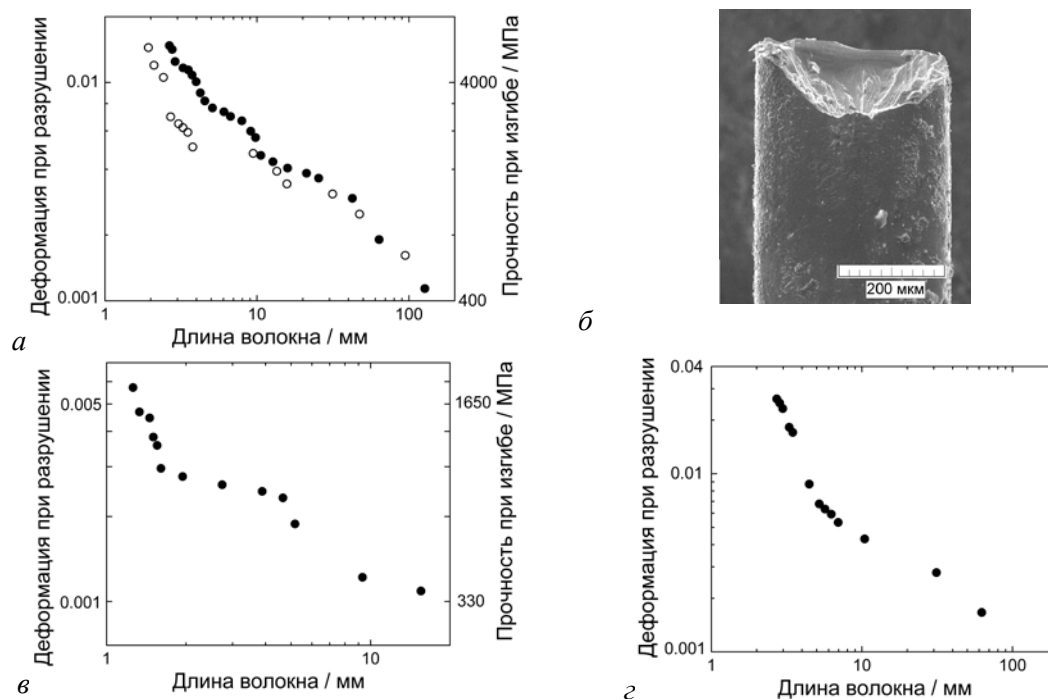


Рис.1. Результаты испытаний волокон трех составов: а – Al_2O_3 , б – вид волокна Al_2O_3 после разрушения, в – $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$, г – $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$.

Волокна выращивались из расплавов оксидов с использованием модифицированного метода Степанова [2], позволяющего повысить качество волокна, что, в частности, приводит к увеличению его прочности.

1. Kiiko V.M, Mileiko S.T. “Evaluation of room temperature strength of oxide fibres produced by the internal crystallization method” – Composites Science and Technology, 59 (1999) 1977-1981.
2. Kurlov V.N., Stryukov D.O., Shikunova I.A. “Growth of sapphire and oxide eutectic fibers by the EFG technique” - Journal of Physics: Conference Series 673 (2016) 012017.

ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА И МИКРОСТРУКТУРЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Астафурова Е.Г.¹, Москвина В.А.¹, Майер Г.Г.¹, Мельников Е.В.¹,
Астафуров С.В.¹, Рамазанов К.Н.², Будилов В.В.²

¹Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук, Томск, Россия,

²Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия
elena.g.astafurova@gmail.com

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, микро и наноиндентирования, оже-спектроскопии исследовали влияние исходного структурного состояния аустенитной нержавеющей стали 01X17H13M3 (Fe–17Cr–13Ni–1.7Mn–2.7Mo–0.5Si–0.01C, мас. %) на закономерности формирования, структуру и фазовый состав упрочненных слоев, сформированных при ионно-плазменной поверхностной обработке. Перед ионно-плазменной обработкой (ИПО) в стали формировали разные структурные состояния – крупно- и мелкозернистое, с зеренно-субзеренной структурой субмикронного масштаба разной морфологии (после деформации и отжига). ИПО (традиционную и с эффектом полого катода) проводили на модернизированной установке ЭЛУ-5 в смеси газов аргона (Ar 70%), азота (N₂ 25%) и ацетилена (C₂H₂ 5%).

В результате ИПО, независимо от ее режима, на боковых поверхностях образцов формируются однородные композиционные слои, толщина, фазовый состав, морфология и прочностные свойства которых определяются исходным структурным состоянием стали. Повышение твердости упрочненных слоев обусловлено дисперсионным твердением в поверхностном слое (образованием дисперсных частиц Fe₄N, Fe₄(N,C) и Me_(2,3)N, Me_(2,3)(N,C)) и образованием пересыщенных азотом и углеродом твердых растворов на основе аустенита и феррита. Насыщение при ИПО с использованием эффекта полого катода позволяет сформировать упрочненные слои без образования в них феррита, т.е. после упрочнения сталь остается немагнитной.

Анализ профилей распределения элементов по глубине, проведенный методом оже-спектроскопии, свидетельствует о различном распределении атомов внедрения, углерода, азота и кислорода, в образцах с высокодефектной и релаксированной зеренно-субзеренной ультрамелкозернистой и зеренной мелко и крупнозернистой структурой. Формирование высокой плотности границ раздела (мало и высокоугловых), а также высокой плотности дислокаций способствует накоплению атомов внедрения в поверхностных слоях стали и формированию протяженной зоны внутреннего азотирования (карбонитрирования) при ИПО стали 01X17H13M3. Формирование высокодефектной структуры в стали 01X17H13M3 способствует большей диффузии углерода в поверхностные слои стали при ИПО в смеси газов. Профили распределения элементов внедрения в поверхностных упрочненных слоях стали коррелируют с профилями изменения нанотвердости по глубине упрочненного слоя. Электронно-микроскопический и рентгенофазовый анализ также свидетельствуют о различном характере распределения фаз в поверхностных слоях образцов с разным исходным размером зерна и различным распределением дефектов кристаллического строения.

Работа выполнена в рамках ПФНИ ГАН на 2013-2020 годы, направление III.23. Исследования проведены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВАНАДИЕМ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ

Астафурова Е.Г.¹, Москвина В.А.¹, Астафуров С.В.¹, Майер Г.Г.¹,
Бурлаченко А.Г.¹, Гордиенко А.И.¹, Смирнов А.И.³, Батаев В.А.³,
Гальченко Н.К.¹, Мельников Е.В.¹, Захаров Г.Н.¹, Фортуна А.С.^{1,2}

¹*Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, Томск, Россия,*

²*Томский политехнический университет, Томск, Россия*

³*Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск, Россия*
elena.g.astafurova@gmail.com

С использованием методов рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии изучены закономерности пластического течения, механизмы пластической деформации и микромеханизмы разрушения при одноосном растяжении высокоазотистых сталей (ВАС) Fe–24Cr–22Mn–0.1C–0.4N, Fe–23Cr–17Mn–0.1C–0.6N, Fe–19Cr–22Mn–1.5V–0.3C–0.9N, Fe–17Cr–10Mn–7.0Ni–1.0V–0.1C–0.7N и Fe–19Cr–19Mn–2.5V–0.3C–0.8N (мас. %) в интервале температур от 77К до 673К. Перед испытаниями стальные образцы были закалены от температуры 1200°С (выдержка 1 ч.) для формирования аустенитной структуры.

В исследуемых сталях наблюдается сильная температурная зависимость условного предела текучести $\sigma_{0,2}$. Понижение температуры ниже комнатной вызывает увеличение условного предела текучести в два-три раза и большие значения термически-активируемой компоненты напряжения соответствуют сталям с более высокой концентрацией атомов внедрения. Установлено, что в термически-активируемой области температурной зависимости $\sigma_{0,2}(T)$ величина предела текучести определяется преимущественно концентрацией атомов внедрения в твердом растворе сталей. Влияние концентрации ванадия на температурную зависимость $\sigma_{0,2}$ в сталях обусловлено комплексным влиянием дисперсионного твердения, твердорастворного упрочнения азотом и углеродом и размера зерна стали. Присутствие нерастворимых частиц (V,Cr)(C,N) препятствует росту зерна при отжиге под закалку, а образованные в результате закалки частицы с размером 0,3-0,5 мкм в сталях с 1,5V способствует дополнительному дисперсионному твердению ВАС. Легирование ВАС ванадием до 2,5% способствует формированию крупных частиц (V,Cr)(C,N) размером 5-6 мкм, которые вызывают слабое дисперсионное твердение ВАС по сравнению со сталями с 1,5V.

Независимо от температуры испытания деформация исследуемых ВАС развивается дислокационным скольжением с формированием планарной дислокационной структуры – плоских скоплений дислокаций, мультиполей, микрополос скольжения. Двойникование развивается как дополнительный скольжению механизм деформации при растяжении ВАС, но оно способствует сильному деформационному упрочнению и обуславливает появление хрупкого разрушения по механизму квазискола в ВАС без ванадия. Уменьшение концентрации азота в твердом растворе аустенита ВАС за счет образования дисперсных частиц в сталях с ванадием обуславливает снижение энергии дефекта упаковки аустенита, снижает активность механического двойникования при деформации и подавляет вязко-хрупкий переход в исследуемых ВАС.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 17-19-01197). Исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ АТОМОВ АЗОТА И УГЛЕРОДА

Астафуров С.В.¹, Астафурова Е.Г.¹, Москвина В.А.¹, Майер Г.Г.¹,
Гальченко Н.К.¹, Мельников Е.В.¹, Фортуна А.С.^{1,2}

¹Институт физики прочности и материаловедения Сибирского отделения
Российской академии наук, Томск, Россия,

²Томский политехнический университет, Томск, Россия

elena.g.astafurova@gmail.com

В работе изучены закономерности пластического течения и механические свойства хромоманганцевых сталей с совместным твердорастворным и дисперсионным твердением при одноосном растяжении. В качестве объектов исследования были выбраны аустенитные стали с высокой концентрацией атомов внедрения $C+N > 1$ мас. %: Fe–20Cr–22Mn–1.6V–0.4C–0.8N и Fe–19Cr–25Mn–1.5V–0.7C–1.2N. Образцы подвергали закалке в воду после часовой выдержки при температурах 1100°C, 1200°C и 1230°C. Фазовый состав и структуру закаленных образцов изучали методом рентгеноструктурного анализа (РСА), рентгенофазового анализа (РФА) и магнитофазового анализа (МФА). Деформацию образцов проводили методом одноосного статического растяжения до разрыва при комнатной температуре с начальной скоростью $3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

По данным РСА после закалки стали обладали аустенитной структурой с высокими значениями параметра кристаллической решетки $a > 3,64 \text{ \AA}$, что свидетельствовало о высокой концентрации атомов внедрения в твердом растворе аустенита. Независимо от температуры закалки, сталь Fe–19Cr–25Mn–1.5V–0.7C–1.2N имела больший параметр кристаллической решетки по сравнению со сталью Fe–20Cr–22Mn–1.6V–0.4C–0.8N, что свидетельствовало о больших эффектах твердорастворного упрочнения в ней после закалки. Помимо аустенитной фазы, в стали Fe–19Cr–25Mn–1.5V–0.7C–1.2N наблюдаются слабые отражения с параметрами кристаллической решетки, близкими к фазам (V, Cr)(C, N) и Cr₂N. Интенсивность таких рентгеновских линий мала, но она возрастает с уменьшением температуры под закалку, что свидетельствует об увеличении объемной доли нитридных фаз. В стали Fe–20Cr–22Mn–1.6V–0.4C–0.8N нитридные фазы не идентифицируются методом РФА, рентгенограммы содержат отражения только от высоколегированного аустенита. Несмотря на это, металлографический анализ свидетельствует в пользу того, что в стали Fe–20Cr–22Mn–1.6V–0.4C–0.8N также образуются частицы второй фазы. Согласно данным РФА и МФА, после закалки стали не содержат феррита, т.е. высокая концентрация атомов внедрения в твердом растворе после закалки стабилизирует аустенитную структуру в них.

Анализ кривых течения обеих сталей показал, что они обладают высокими значениями предела текучести. Деформация развивается в одну стадию с высоким деформационным упрочнением. Коэффициент деформационного упрочнения слабо зависит от состава стали, а величины предела текучести и прочности возрастают с увеличением концентрации атомов внедрения в твердом растворе при увеличении температуры закалки. МФА свидетельствует о том, что в процессе пластического течения обе стали сохраняют аустенитную структуру и деформационное $\gamma \rightarrow \alpha'$ фазовое превращение в них не реализуется.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 18-48-700042 p_a). Исследования проведены с использованием оборудования центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН.

ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ СТРУКТУРУ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИХ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ АМД-МЕТОДАМИ

Кустов А.И. ¹, Мигель И.А. ²

¹*Воронежский государственный педагогический университет,
Воронеж, Российская Федерация;*

²*Военный Учебно-Научный Центр ВВС Военно-Воздушной Академии
им. профессора Н.Е.Жуковского и Ю.А.Гагарина,
Воронеж, Российская Федерация
akvor@yandex.ru*

Одной из современных актуальных материаловедческих проблем является анализ деформационного состояния материалов. Данная проблема – проявление существенно более крупной, глобальной проблемы, связанной с одним из универсальных естественнонаучных законов: «При воздействии на систему извне она оказывает этому воздействию сопротивление» [1]. В каждом конкретном случае это сопротивление проявляется по-разному, однако, в подавляющем большинстве случаев деформация приводит к изменению структуры объекта, что в свою очередь призвано снизить влияние внешнего воздействия. Именно поэтому, так важно уметь наблюдать взаимосвязь характеристики деформации и параметров структуры объекта. Более того, по параметрам объекта, по их конкретным величинам следует уметь надежно прогнозировать состояние объекта, как локальное, так и интегральное, обусловленное взаимодействием отдельных областей его приповерхностных слоев. Данную задачу предлагается решать с помощью инновационных исследовательских методов – АМД-методов [2,3]. Суть этих методов уже была нами рассмотрена ранее [4,5], поэтому в настоящее время имеет смысл сосредоточиться на разработке и применении этих методов, как для металлических сплавов, так и для хрупких, диэлектрических материалов. В представленных в работе результатах показано, каким образом характеризуется структура материалов с помощью АМД-методов, какова её трансформация при внешних воздействиях. Показана эффективность оценки параметров предельных состояний материалов с использованием акустических волн.

1. Мигель И.А., Кустов А.И., Добрачёва А.Н. Естественнонаучная картина мира. – Уч. пособ., физ.- мат. фак., п/р проф. В.М. Зеленева,– Воронеж: изд. «Ритм», - 2017, - Ч.1, - 292 с.
2. Кустов А.И., Мигель И.А. Металлоф. и новейшие технол., Киев, 2009, Т.31, №3, с.381-388.
3. Кустов А.И., Мигель И.А. ФПСМ, том 11, №4/2., 2014., с.592 – 598.
4. Мигель И.А., Кустов А.И. ФПСМ, том 12, №2., 2015., с. 241 -247.
5. Кустов А.И. Мигель И.А. Вестник Тамб. универс. Сер. Ест. и техн. науки. 2016, т.21, Вып.3, с. 1097-1101

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРЕЛЯЦИИ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ИХ ПРОЧНОСТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ АМД-МЕТОДАМИ

Зеленев В.М.¹, Кустов А.И.¹, Мигель И.А.²

¹*Воронежский государственный педагогический университет,
Воронеж, Российская Федерация;*

²*Военный Учебно-Научный Центр ВВС Военно-Воздушной Академии
им. профессора Н.Е.Жуковского и Ю.А.Гагарина,
Воронеж, Российская Федерация
akvor@yandex.ru*

Исследование корреляции структурных особенностей приповерхностных слоев металлических материалов с их прочностными характеристиками является не менее интересной задачей, чем оценка влияния деформации материалов на их структуру. Как следует из проведенных ранее экспериментов, и первую, и вторую задачу эффективно решать с помощью акустических волн, используя современные методы исследования материалов – АМД-методы [1]. Предложенные методы позволяют надежно выявлять корреляционные связи структурных особенностей, изображения которых получают в рамках режима акустической визуализации [2,3], с рассчитанными с помощью характерных $V(Z)$ -кривых прочностными характеристиками материалов [5]. В ходе проведенных экспериментов были получены как акустические изображения структурного строения приповерхностных слоев металлических материалов, так и выявлены и охарактеризованы системы дефектов, их размеры, форма, объемная плотность. Рассчитаны акустические характеристики в локальных областях приповерхностных слоев, а также вдоль выбранных направлений, по которым определены значения прочностных параметров. Предложенные методики обеспечили надежное прогнозирование состояний материалов, называемых предельными. Достижение их приводит к неустойчивости материала, а в дальнейшем – к его разрушению. Таким образом, АМД-методы подтвердили свою эффективность и надежность при решении исследовательских задач, направленных на изучение корреляции структурных особенностей приповерхностных слоев металлических материалов с их прочностными характеристиками.

1. Мигель И.А. и др. Вестник Тамбовского университета. Сер. Ест. и техн. науки., 2013., Т.18., Вып.4. Ч.2., с. 1875-1877.
2. Кустов А.И. Мигель И.А. ФПСМ., том 11, №4/2., 2014., с. 592 -598.
3. Мигель И.А., Кустов А.И. Вестник ПНИПУ, Машиностроение, Материаловедение, Т.18., №4, 2016., с. 134-146.
4. Кустов А.И. Мигель И.А. Вестник ПНИПУ, Машиностроение, Материаловедение, Т.19., №1, 2017., с. 78-97.
5. Кустов А.И. Мигель И.А., ФПСМ., Т.13., №4., 2016., с. 490 - 496.

ВЗАИМОСВЯЗЬ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КРЕМНИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ МЕТОДАХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Велиханов А.Р.

ФГБУН Институт физики им. Х.И.Амирханова ДагНЦ РАН,
Махачкала, Россия,
art677@mail.ru

Идея использования электрического тока в управлении пластическими и прочностными свойствами кремния, как особо хрупкого материала, является одной из перспективных и привлекательных. В данной работе была предпринята попытка выяснения влияния дислокаций, возникающих в процессе пластической деформации в условиях совместного действия высоких температур и постоянного электрического тока на изменение механических свойств монокристаллического кремния. Новый предложенный метод комбинированной пластической деформации (КПД) в отличие от традиционного метода горячей пластической деформации (ГПД) позволил понизить температуру деформирования (до $0.5 \cdot T_{пл}$), стартовые напряжения, верхний предел текучести, и привел к увеличению общей величины пластичности при значительно меньших параметрах воздействия (рис.1). Сущность КПД - метода заключается в том, что деформация сжатием кристалла проводится в условиях

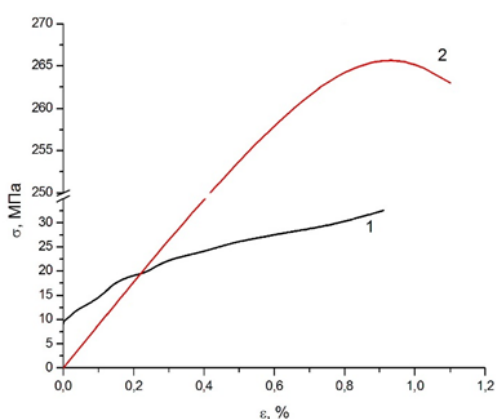


Рис. 1. Кривые сжатия монокристаллов кремния при различных методах деформирования и температуре 750°C: 1 – КПД, 2 – ГПД [1]

совместного нагрева образца в печи сопротивления и постоянного электрического тока высокой плотности. В условиях нагрева образца только в печи сопротивления при его сжатии заключается ГПД - метод. Прохождение постоянного тока при КПД обеспечивает взаимодействие направленного потока заряженных носителей (электроны, дырки) со структурными элементами пластической деформации (дислокациями). Генерируемые при КПД дислокации имеют более упорядоченную и однородно ориентированную структуру, в отличие от структур, получаемой ГПД. При равных параметрах воздействия температуры и давления можно добиться лишь незначительной деформации кремния в условиях ГПД в отличие от КПД. Для выяснения причины изменения механических

свойств полученного набора образцов кремния после КПД и ГПД снимались зависимости микротвердости материала от степени пластического деформирования. Полученные данные в случае с ГПД показывают падение микротвердости до степени деформации 0,12% и затем небольшой рост. После КПД – метода полученные данные указывают обратную картину. Здесь наблюдается вначале увеличение микротвердости до степени деформации 0,3%, а затем плавное уменьшение. Изменение микротвердости в обоих случаях связывается с изменением плотности свободных зарядов с которой связано изменение плотности дислокаций.

1. В.Г. Говорков, Кристаллография, т.5, в.6, 789 (1961).

СТРУКТУРНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ МИНЕРАЛОВ КИМБЕРЛИТА И ПРИРОДНЫХ АЛМАЗОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ ВЫСОКОГО НАПРЯЖЕНИЯ

Бунин И.Ж., Анашкина Н.Е.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова РАН, Москва, Россия

bunin_i@mail.ru

Вовлечение в промышленную переработку кимберлитовых алмазосодержащих пород с интенсивной серпентинизацией и карбонатизацией и наличие в составе кимберлитов гидротермальных минералов отрицательно влияют на технологические показатели процессов обогащения, в частности из-за образования на поверхности алмазов минеральных пленок [1, 2]. В [2] вскрыты механизмы деструкции и удаления минеральных фаз с поверхности алмазов при термическом и электрохимическом воздействии на минеральные суспензии и технические воды.

В докладе представлены результаты экспериментальных исследований (ИКФС, РЭМ–РСМА) механизма электрического разрушения гидрофильных минеральных пленок (оксидов железа, сульфата кальция, примазок глинистых минералов) на поверхности алмазов при нетепловом воздействии мощных (высоковольтных), наносекундных электромагнитных импульсов (МЭМИ: видеоимпульсы; фронт импульса $\sim 1\text{--}5$ нс, длительность импульса ~ 50 нс, амплитуда импульса – $U_A \sim 25$ кВ, $E \sim 10^7$ В/м, частота повторения импульсов – 100 Гц, энергия в импульсе ~ 0.1 Дж, диапазон изменения времени обработки минералов – $t_{\text{обр}} = 10\text{--}150$ с).

При воздействии МЭМИ, вследствие инжекции носителей заряда (электронов) в диэлектрическую пленку и образования объемного заряда в системе "алмаз – минеральная пленка" [3], формирования и распространения микроканалов электрического пробоя, минеральные пленки претерпевали разрушение и удалялись с поверхности алмазов, что приводило к изменению гидрофильно-гидрофобного состояния кристаллов, а именно — снижению числа гидрофильных алмазов и увеличению числа кристаллов со смешанными свойствами и гидрофобных алмазов.

Для алмазов из группы среднеазотных кристаллов с высокой концентрацией азота в агрегированной форме NB 35–65% впервые установлен (ИКФС) эффект повышения концентрации дефектов типа B2 (плейтлетс, полосы $1360\text{--}1375$ см⁻¹) с увеличением времени электроимпульсной обработки, причем без глубокой структурной перестройки и повреждения структуры кристаллов алмаза (концентрация и распределение азотных центров в кристаллах не изменились).

Разупрочнение поверхностного слоя породообразующих минералов кимберлита (оливина, серпентина и кальцита) при воздействии МЭМИ вследствие миграционной (межслоевой) поляризации минералов, уменьшение их микротвердости (HV) в целом на 40–66%, а также, ожидаемое улучшение прочностных свойств алмазов вследствие дисперсионного упрочнения кристаллов в результате микросдвиговых деформаций (плейтлетс) будут способствовать повышению сохранности ценных кристаллов при измельчении кимберлитов и эффективности технологического процесса извлечения алмазов из руд.

1. Чантурия В.А., Двойченкова Г.П., Ковальчук О.Е. // Физ.-техн. проблемы разработки полезных ископаемых (ФТПРПИ). 2016. № 3. С. 116-122.
2. Чантурия В.А., Двойченкова Г.П., Бунин И.Ж. и др.//ФТПРПИ.2017.№2.С.117-127.
3. Закревский В.А., Сударь Н.Т. // ФТТ. 2005. Т. 47. № 5. С. 931-936.

ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ $\alpha \rightarrow \gamma$ -ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАГРЕВЕ СТАЛЕЙ

Соколов Д. Ф., Васильев А. А., Соколов С. Ф., Рудской А. И.

Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Российская Федерация,
vasilyev_aa@mail.ru

Проведено исследование кинетики $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения (аустенитизации) при непрерывном нагреве различных микроструктур двух групп промышленных конструкционных сталей. В первую группу входят 8 высокопрочных сталей (45X, 65Г, 12X1МФ, 13ХФА, АБ2, 18ХГНМФР, 14ХГ2САФД, S690). Исходные структуры данных сталей включают в себя перлитные (П), ферритно-перлитные (Ф+П), бейнитные (Б), ферритно-бейнитные (Ф+Б), мартенситные (М), бейнитно-мартенситные (Б+М) и другие более сложные структуры. Вторую группу составляют 4 холоднокатаных автомобильных стали (S320GD, НХ300LAD, CR420LA, DP780), имеющих перед холодной прокаткой преимущественно ферритно-перлитную структуру. Перед исследованием аустенитизации в процессе непрерывного нагрева от комнатной температуры со скоростями 0,5, 1, 3, 10, 50 °С/с образцы сталей первой группы предварительно термически обрабатывали по режиму: нагрев (5 °С/с) до 1000 °С → выдержка 60 с → охлаждение (50 °С/с) до 900 °С → охлаждение с выбранными скоростями для получения требуемого спектра конечных структур. При изучении аустенитизации частично рекристаллизованных структур сталей второй группы в процессе нагрева со скоростями 1, 5, 20 °С/с образцы холоднокатаного листа быстро (50 °С/с) нагревали до температур A_1-10 °С, после чего продолжали их непрерывный нагрев с указанными скоростями. Все эксперименты проводили с помощью модуля Pocket Jaw комплекса Gleeble 3800.

На основании полученных экспериментальных данных разработана количественная математическая модель для описания кинетики аустенитизации исследованных сталей в зависимости от скорости нагрева, химического состава, объемных долей структурных составляющих (Ф, П, Б, М) и размера зерна феррита, значения которых рассчитывали с помощью ранее разработанных моделей. Результаты моделирования хорошо согласуются с экспериментом (Рис. 1).

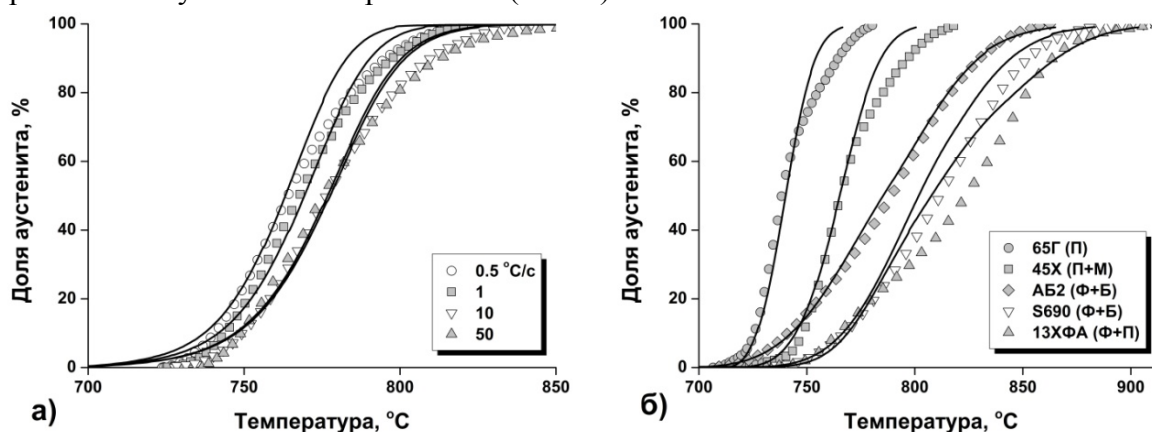


Рис. 1. Примеры расчетных и экспериментальных кривых аустенитизации бейнитно-мартенситной структуры стали 18ХГНМФР при разных скоростях нагрева (а) и различных структур сталей 65Г, 45Х, АБ2, S690, 13ХФА при скорости нагрева 0.5 °С/с (б)

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С Fe–СОДЕРЖАЩИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

Скворцов А.А., Пшонкин Д.Е.

Московский Политехнический Университет,
г. Москва, Россия

В работе рассматривается влияние предварительной экспозиции в постоянном магнитном поле на ползучесть и микротвердость алюминиевого сплава (Al–Mg–Si–Fe).

Магнитное поле создавалось между полюсами постоянных магнитов, а индукция МП в зазоре составляла 0.7 Т. Предварительная экспозиция образцов в постоянном магнитном поле (течении 30 минут при комнатной температуре) способствует увеличению деформации алюминиевого сплава. Результаты исследований микротвердости показали, что экспериментально наблюдается разница в значениях микротвердости образцов, прошедших предварительную экспозицию в МП ($HV_{100}=310\pm 30$ МПа), и образцов- свидетелей ($HV_{100}=420\pm 30$ МПа).

Предполагаемые механизмы связаны с наличием в сплаве примеси железа до 4.5%. В процессе изготовления материала железо взаимодействует с алюминием, образуя интерметаллические фазы [1]. После изучения химического состава наиболее вероятными являются включения Al_3Fe (рис.1). При оценке возникающих на межфазной границе

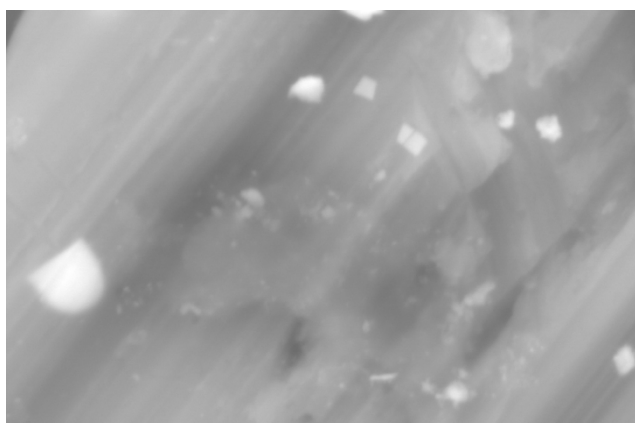


Рис.1. РЭМ фотография поверхности алюминиевого образца с включениями

продольных напряжений σ_m , обусловленных магнитострикцией, использовали соотношение:

$$\sigma_m = \lambda_m \cdot \bar{B}$$

где λ_m -магнитострикционная постоянная, которая рассматриваемых сплавов $\lambda_m=8 \cdot 10^8$ N/(T·m²). Из проведенных оценок следует, что продольные напряжения (возникающие на межфазных границах Fe-содержащее включение – Al матрица при экспонировании образцов в магнитном поле) могут достигать $\sigma_m=560$ МПа. Реализуемые на практике значения σ_m существенно превышают предел текучести для

алюминия $\sigma_{0.2}$, который, как правило, не превышает (даже в деформированном состоянии) $\sigma_{0.2}=120$ МПа. Столь высокие напряжения способны приводить к сильным деформациям на межфазных границах.

Таким образом, предварительная экспозиция образцов в постоянном магнитном поле приводит к увеличению ползучести алюминиевого сплава(до 25%). Работа выполнена в рамках проекта №9.8392.2017.

1. Dutta D.P., Sharma G., Rajarajan A.K., Yusuf S.M., Dey G.K. Study of magnetic FeAl nanoparticles synthesized using a chemical route. //Chemistry of Materials Volume 19, Issue 6.2007. P. 1221-1225.

ИССЛЕДОВАНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛИ 12Х18Н10Т

Перегудов А.А.¹, Вологжанина С.А.²

Университет ИТМО, Санкт-Петербург,

Российская Федерация

¹mikki435@gmail.com,

²svet_spb@mail.ru

В последнее время использование сжиженного природного газа (СПГ) набирает всё большую популярность. Наиболее экономичный способ транспортирования СПГ - использование судов-газовозов. Учитывая непростые условия эксплуатации материалов, применяемых для танков судов-газовозов, необходимо проведение исследований по оценке свойств применяемых материалов при возникновении нештатных ситуаций [1, 2].

Цель работы: исследовать нештатные ситуации и определить, как будет вести себя материал при низкой температуре при возникновении экстренных ситуаций, особенно при ударных нагрузках.

Влияние скорости деформации на протекание мартенситных превращений изучали на стали 12Х18Н10Т в аустенитизированном состоянии после закалки. Деформацию осуществляли одноосным растяжением со скоростями $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ и $\dot{\epsilon} = 0,34 \cdot 10^2 \text{ с}^{-1}$ при температурах испытания 20, -100, -196 °С.

Было установлено, что охлаждение до температур -196 °С не вызывает образования мартенситных фаз. Однако деформация при низких температурах приводит к превращению аустенита в мартенсит. В стали при температуре испытания -100 °С на начальных стадиях деформации образуется до 25 % ϵ -мартенсита, количество которого в процессе деформации уменьшается. Деформация стали 12Х18Н10Т при -196 °С вызывает образование только α -мартенсита.

Показано, что при высокоскоростной деформации возникают весьма высокие температуры на плоскостях сдвига. Установлено, что высокая скорость деформации (при ударном нагружении) препятствует или полностью подавляет фазовые превращения. Следовательно, для изделий, изготовленных из стали 12Х18Н10Т динамическое нагружение в условиях низких температур не приводят к мартенситным превращениям, вызывающим охрупчивание материала.

1. И.И. Костылев, Г.П. Евдокимов. Развитие газовозов сжиженного природного газа для удовлетворения потребностей в нем мирового рынка // Вестник государственного университета морского и речного транспорта имени адмирала С.О. Макарова, - вып. 6 (40) 2016. – С. 42-56.
2. Вологжанина С.А., Иголкин А.Ф., Цупка С.А., Беляев Н.С. К вопросу о выборе материалов для танков судов-газовозов // Хладостойкость, новые технологии для техники и конструкций Севера и Арктики: труды Всероссийской конференции с международным участием (Якутск, 29-30 сентября 2016г.) - 2016. - С. 237-241.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ КАК ФАКТОР АКТИВАЦИИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ

Макаров С.В., Плотников В.А.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,
makarov@phys.asu.ru

Накопленные в настоящее время теоретические и экспериментальные данные, характеризующие явление акустической эмиссии в ходе структурных и фазовых превращений, свидетельствуют об активной роли явления акустической эмиссии, например, в процессах пластической деформации

Накопление деформации в металлах и сплавах в условиях мягкой схемы нагружения и высоких температур осуществляется монотонно-скачкообразно (в масштабе объема деформируемого материала): при низких температурах – монотонно (величина прироста 3–5 %), в области высоких температур – монотонно-скачкообразно (или квазискачкообразно, прирост составляет 150 %).

При больших пластических деформациях значительно возрастает плотность «неравновесных» границ зерен, которые ответственны за аномальные явления проскальзывания, взаимодействия с решеточными дефектами и определяют высокий уровень пластичности. Переход к высокодеформированному состоянию сопровождается изменениями в структуре материала и его механического поведения. При больших пластических деформациях наблюдается пространственная цикличность в изменении структурного состояния: фрагментированная структура – рекристаллизационная структура.

Монотонно-скачкообразный характер накопления деформации определяется исключительно скоростными параметрами деформационного процесса, а амплитуда скачков и длительность монотонных участков существенно зависят от температурно-силовых параметров в цикле нагружения. О квазискачкообразном характере накопления деформации свидетельствуют осцилляции механического напряжения, причем амплитуда осцилляций увеличивается, как и среднеквадратичное напряжение акустической эмиссии, при повышении температуры. Возрастание среднеквадратичного напряжения акустической эмиссии свидетельствует о существенном увеличении колебательной энергии акустической эмиссии в деформируемом объеме образца. Проведенный анализ низкочастотного спектра акустической эмиссии свидетельствует, что его дискретный вид обусловлен перераспределением колебательной энергии первичного акустического сигнала по резонансным колебаниям стоячих волн резонаторов, связанных с областью локализации деформации. Акустическая эмиссия, представляющая собой один из каналов диссипации энергии, выступает как активный фактор эволюции кристаллической среды.

Колебания стоячей волны активируют элементарные деформационные сдвиги в некотором объеме, связанным с длиной стоячей волны, определяющей макроскопический масштаб корреляции элементарных деформационных актов.

Переход к высокодеформированному (до 150 %) состоянию в металлах и сплавах при достижении критической температуры осуществляется как результат совместного действия термических флуктуаций, механических напряжений и колебательных смещений акустических стоячих волн в элементарном деформационном акте.

СДВИГОВАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ TeO_2 ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Скворцова Н.П.

*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова
ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия
skvortsova49@mail.ru*

Излагаются новые результаты экспериментальных исследований локализованной сдвиговой деформации пьезоэлектрических кристаллов TeO_2 , выращенных методом Чохральского. Опыты одноосным сжатием проводились в интервале температур $T = 733 - 993$ К ($0.73 - 0.99$) T_m (T_m – температура плавления) с постоянной скоростью деформации. Исследованы температурная и ориентационная зависимости параметров деформационного разупрочнения ($\theta = \partial\sigma / \partial\varepsilon$) (на рисунке 1 слева).

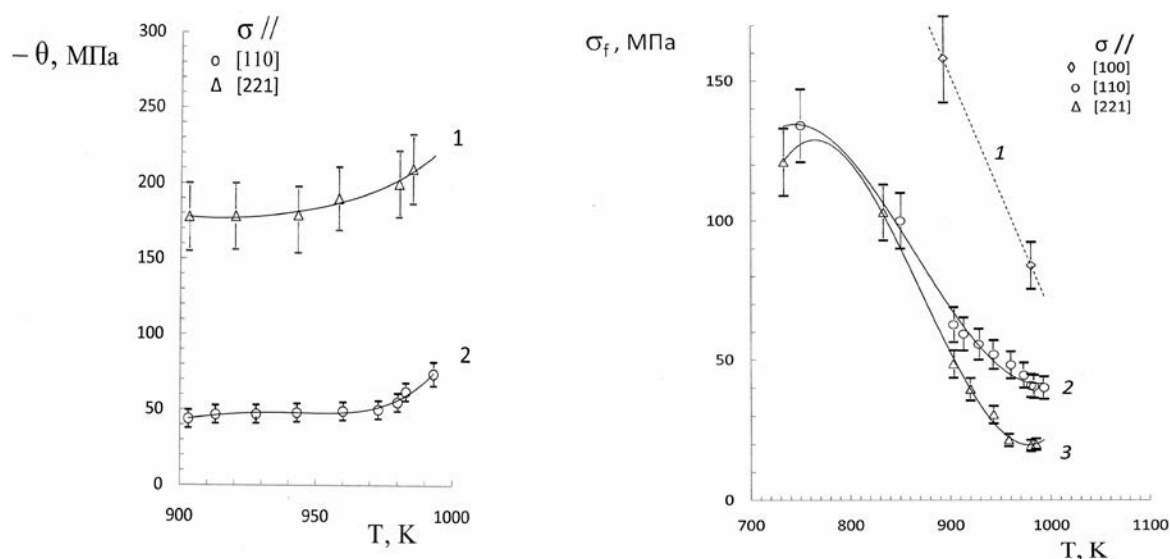


Рис.1. Температурная зависимость параметра разупрочнения θ кристаллов, ориентированных вдоль [221] (кривая 1) и [110] (кривая 2) при деформации $\varepsilon = 6\%$ (слева) и предела прочности σ_f кристаллов TeO_2 , ориентированных вдоль [100] (кривая 1), [110] (кривая 2) и [221] (кривая 3) (справа) при скорости деформации $\dot{\varepsilon} = 1.05 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$

Высказано предположение о том, что существенное различие параметров разупрочнения кристаллов TeO_2 связано с различной степенью деформационного измельчения нанозерен в микрополосках сдвига и формированием нанокристаллической структуры в локальных областях кристаллов, ориентированных вдоль кристаллографических направлений [110] и [221].

Показано, что зависимости предела прочности $\sigma_f(T)$ близки к монотонно убывающим кривым для трех изученных ориентаций (на рисунке справа). Физический механизм локализованной деформации основывается на представлениях о спонтанной самоорганизации дефектной структуры в локальных областях кристалла. Полученные результаты объясняются в рамках синергетического подхода эволюции пластического течения.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ Ti–O–N ПЛЕНОК

Бойцова Е.Л., Леонова Л.А.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет,
г. Томск, Россия,*

boi5@list.ru

Тонкие оксинитридные пленки титана Ti–O–N, используемые в различных отраслях промышленности и медицине, иногда подвергаются высокотемпературной обработке. Совершенство структуры пленки определяется: способом напыления тонких пленок, режимом отжига, типом подложки, адгезионными подслоями, и т.д. [1]. Кристаллические модификации соединений титана, как анатаз и рутил имеют различные химические, термодинамические и механические свойства. Поэтому контроль кристаллического совершенства тонкой пленки и его связь с физическими параметрами являются важнейшим этапом исследований сформированных многослойных тонкопленочных композиций. Целью настоящей работы являлось исследование возможных фазовых превращений при воздействии высоких температур на образцы пленок Ti–O–N.

Пленки толщиной 30-50 нм, сформированные методом магнетронного напыления на кремниевой подложке [2], отжигались в диапазоне температур 600–1300 °С, что контролировалось ДТА-анализом (SDT Q600). СЭМ-анализом (Vega3 SBU) установлено, что при температуре 1300 °С пленки не имеют видимых нарушений целостности и обладают хорошей адгезией к подложке, что так же подтверждено ДТА- и ЭДС-анализом [3]. Структура покрытий до и после отжига исследовалась методом рамановской спектроскопии (Centauro HR) [4]. Рамановские спектры исходных образцов пленки показали двухфазовую структуру, после отжига интенсивные пики на спектрах соответствуют рутильной фазе (310 см⁻¹ и 430 см⁻¹).

Таким образом, полученные данные свидетельствуют о термической и механической устойчивости оксинитридной пленки титана. Преобладание рутильной фазы в пленках подтверждает возможность применения оксинитридных покрытий в организме человека.

1. Соловьян, М.Н. Кинетические свойства тонких пленок TiN, полученных методом реактивного магнетронного распыления / М.Н. Соловьян, В.В. Брус Т.В. // Физика твердого тела. – 2013. – том 55. – вып. 11. – С. 2123-2127.
2. Leonova L.A. The study of titanium oxynitride coatings solubility deposited by reactive magnetron sputtering /Leonova L.A., Boytsova E.L., Pustovalova A.A. // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 135 (1). – 5 p.
3. Boytsova E.L. Differential thermal analysis of the titanium oxide and oxynitride films/ Boytsova E.L., Leonova L.A. // XXI International Conference on Chemical Thermodynamics in Russia (RCCT-2017) (June 26-30, 2017, Novosibirsk, Russia): Abstracts. – Novosibirsk: NIIC SB RAS, 2017. – 336 p.
4. S. Kelly, F. H. Pollak, M. Tomkiewicz // J. Phys. Chem. B. 101, (1997), 2730 – 2734.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ В СПЛАВАХ С МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ ПОД ВНЕШНИМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ

¹Фролова А.В., ¹Угурчиев У.Х., ¹Мисоченко А.А., ¹Новикова Н.Н. ²Царенко Ю.В.
²Рубаник В.В. мл., ²Рубаник В.В., ¹Столяров В.В.

¹Институт машиноведения РАН, Москва, Россия

²Институт технической акустики НАБ, Витебск, Беларусь

vlstol@mail.ru

В сплавах с термоупругим мартенситным превращением деформационно-термические методы обработки в сочетании с импульсным током (ИТ) или ультразвуковым (УЗ) воздействием позволяют существенно повысить технологические и эксплуатационные свойства, однако механизм такого воздействия недостаточно изучен. Для чистой меди было показано, что комбинация электропластического (ЭПЭ) и акустопластического (АПЭ) эффектов, может оказывать заметное влияние на дислокационную подвижность и деформационное поведение материала. Для изучения данных воздействий провели механические испытания при растяжении сплавов с эффектом памяти формы (ЭПФ). Исследование проводилось на проволоке \varnothing 1,5 мм из сплавов $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ и $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ после отжига при 800 °С. При растяжении ИТ и УЗ колебания в различной последовательности вводили в образец на разных стадиях деформации и фиксировали величину ЭПЭ или АПЭ. Испытания проводились при комнатной температуре.

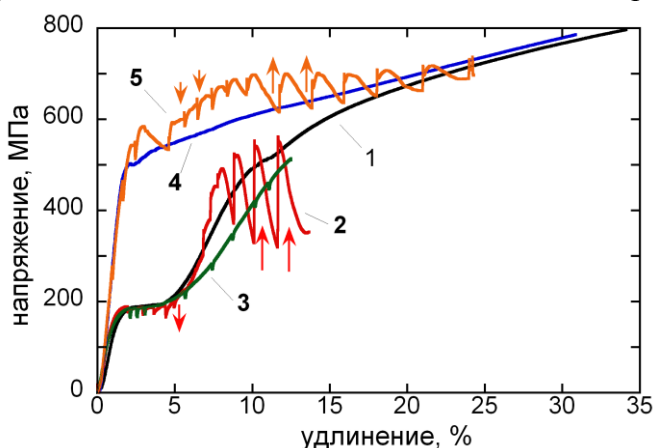


Рис. 1. Деформационное поведение сплавов $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$: 1 - исходный, 2 – с током, 3 – с УЗ и $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$: 4 – исходный, 5 – с током. Стрелками указаны соответствующие скачки «вверх» и «вниз».

Для мартенситного сплава $Ti_{50,0}Ni_{50,0}$ введение одиночных ИТ приводит к разным эффектам: к ЭПЭ (скачки «вниз», $\Delta\sigma \sim 10-25$ МПа) на стадии переориентации мартенсита и к ЭПФ (скачки «вверх», $\Delta\sigma \leq 200$ МПа) на стадии деформационного упрочнения, а также к заметному уменьшению относительного удлинения до разрушения (Рис.1, кривая 2). В отличие от тока, введение УЗ не приводит к проявлению ЭПФ на всей области кривой (Рис.1, кривая 3). При их одновременном воздействии наблюдается преимущественное влияние тока по сравнению с УЗ.

В аустенитном сплаве $Ti_{49,3}Ni_{50,7}$ введение одиночных ИТ также приводит к последовательному проявлению ЭПЭ и ЭПФ и сохранению высокой пластичности (Рис.1, кривая 5). Применение одновременного воздействия тока и УЗ приводит к резкому охрупчиванию и разрушению практически в упругой области.

Таким образом, раздельное и совместное воздействие тока и УЗ в сплавах с памятью формы стимулирует проявление ЭПЭ и АПЭ эффектов, величина которых зависит от типа сплава, режимов воздействия и области деформации кривой растяжения.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-58-48001 ИНД_оми и проекта БРФФИ № T16P-152.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ 10X14AG20 И 10X14Г14Н4Т

Цупка С.А., Вологжанина С.А.

Университет ИТМО, г. Санкт-Петербург, Российская Федерация,
Sergey_spb92@mail.ru, svet_spb@mail.ru

Существенным фактором, определяющим эксплуатационные характеристики значительного числа конструкционных материалов для низкотемпературного оборудования, являются фазовые превращения, которые могут протекать при совместном влиянии низких температур и деформаций и соответственно приводить к изменению комплекса свойств материалов.

Влияние скорости деформации на мартенситные превращения изучали на метастабильных аустенитных сталях 10X14Г14Н4Т и 10X14AG20 после аустенизации. Деформацию осуществляли одноосным растяжением со скоростями $\dot{\varepsilon} = 0,34 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ и $\dot{\varepsilon} = 0,34 \cdot 10^2 \text{ с}^{-1}$ в ходе испытаний при температурах 20, -100 , -196°C .

При деформации стали 10X14AG20 при 20°C со скоростью $\dot{\varepsilon} = 0,34 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ ε -мартенсит образуется сразу. Увеличение скорости до $\dot{\varepsilon} = 0,34 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ вызывает образование ε -мартенсита только после деформации на 25%, а при скорости равной $\dot{\varepsilon} = 0,34 \cdot 10^2 \text{ с}^{-1}$ γ -твердый раствор остается стабильным вплоть до разрушения образцов. Понижение температуры испытания до -100°C и -196°C сопровождается появлением α -мартенсита. Характерно, что при -100°C α -мартенсит появляется после 10-15% деформации и его количество увеличивается при дальнейшей деформации. Количество ε -мартенсита в этих условиях сначала увеличивается, а затем уменьшается. Это свидетельствует о том, что фазовые превращения идут по схеме $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$. Характерно, что при увеличении скорости деформации в 1000 раз уменьшается степень распада γ -твердого раствора. Мартенситные превращения γ -твердого раствора при -196°C и тех же скоростях происходят аналогично как и при -100°C , за исключением того, что ε -мартенсит появляется совместно с α -мартенситом. Исследование показало, что увеличение скорости деформации приводит к уменьшению степени превращения аустенита в мартенсит и не влияет на его кинетику.

При низкотемпературной деформации стали 10X14Г14Н4Т по мере понижения температуры количество аустенита и ε -мартенсита уменьшается, а α -мартенсита увеличивается. Следует отметить, что в температурном интервале деформации от 20°C до -100°C интенсивность образования α -мартенсита невелика и в этом температурном диапазоне превращение происходит по схеме $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$, в дальнейшем количество α -фазы резко возрастает.

Как показали испытания, скорость деформирования влияет на фазовые превращения метастабильных аустенитных сталей. Высокая скорость деформации препятствует или полностью подавляет фазовые превращения. Однако при вязком характере разрушения в изломах обнаруживается большое количество α -фазы. Это может быть связано с тем, что вследствие высокой скорости деформации $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$ превращение может происходить не только в процессе пластической деформации, но даже после разрушения образцов. Очевидно, наибольшее влияние понижение температуры должно оказывать на величину деформированного объема и параметры, характеризующие процесс на стадиях достаточно развитой пластической деформации – работу распространения трещины и результирующий прогиб.

ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ И СПЛАВОВ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Хомская И.В.¹, Разоренов С.В.², Шорохов Е.В.³, Гаркушин Г.В.²,
Абдуллина Д.Н.¹

¹ *Институт физики металлов им. М.Н. Мухоморова УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

khomskaya@imp.uran.ru,

² *Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия*

razsv@icp.ac.ru

³ *РФЯЦ–ВНИИ технической физики им. акад. Е.И. Забабахина, Снежинск, Россия*

Исследованы механические свойства меди и сплавов Cu–0,1%Cr и Cu–0,03%Zr с субмикроструктурной (СМК) структурой, полученной методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) в условиях ударного сжатия интенсивностью 5,4–7,0 ГПа и скоростью деформации $(0,9–2,1) \cdot 10^5 \text{ с}^{-1}$. Отличительная особенность метода ДКУП, состоит в использовании продуктов горения пороха, что позволяет деформировать материалы со скоростями $\sim 10^5 \text{ с}^{-1}$, т.е. на шесть порядков выше, чем при РКУП. На результирующую структуру материала при ДКУП оказывают влияние высокоскоростная деформация простого сдвига, ударно-волновая деформация сжатия и температура. Формирование неравновесной СМК структуры в меди при ДКУП происходит в результате циклических процессов фрагментации и динамической рекристаллизации; в сплавах меди протекают процессы фрагментации и деформационного старения, с выделением наноразмерных частиц вторых фаз. Показано, что ДКУП, $n=4$ приводит к измельчению структуры меди и сплава Cu–0,14Cr–0,04 Zr от 100–300 до 0,1–0,4 мкм и повышению σ_B в 1,4 и 2,6 раза и $\sigma_{0,2}$ в 1,5 и 3,3 раз, при сохранении удовлетворительной пластичности.

Изучено влияние дисперсности кристаллической структуры меди и сплавов меди, полученных ДКУП на их сопротивление высокоскоростному деформированию и разрушению. Обнаружено, что ДКУП, $n=1$ меди, вызывающее измельчение зерна от 100 до 0,5 мкм, в 6 раз увеличивает динамический предел упругости (σ_{HEL}) и динамический предел текучести (Y), но не изменяет динамическую (откольную) прочность (σ_{sp}) СМК меди по сравнению исходным КК состоянием. ДКУП, $n=4$, вызывая измельчение кристаллитов меди до 0,05–0,35 мкм, не приводит к изменению σ_{HEL} и Y меди, но в 1,4 раза увеличивает σ_{sp} . Показано, что ДКУП, $n=1$ сплавов Cu–0,03%Zr и Cu–0,1%Cr, приводящее к измельчению кристаллитов от 300 мкм до 0,5–1 мкм увеличивает σ_{HEL} и Y в 1,9–2,8 раза, σ_{sp} в 1,3 раза, соответственно, по сравнению исходным КК состоянием. Установлено, что ДКУП, $n=4$, приводящее к измельчению кристаллитов до 0,2–0,3 мкм, не изменяет характеристики сплава Cu–0,03%Zr, но увеличивает в 1,5–4,0 раза динамические свойства сплава Cu–0,1%Cr. Отметим, что σ_{sp} СМК меди и сплавов Cu–0,03%Zr и Cu–0,1%Cr, полученных ДКУП, составляет 2510, 2760 и 2900 МПа, что в 5,7 раза превышает σ_B данных материалов с аналогичными структурами. Повышенный уровень механических свойств сплавов, по сравнению медью, связан с дополнительным упрочнением, обусловленным выделением наноразмерных частиц Cr и Cu₅Zr в процессе ДКУП.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» №АААА-А18-118020190116-6, Программе фундаментальных исследований Президиума РАН №13 «Конденсированное вещество и плазма при высоких плотностях энергии» и проекту № 18-10-2-39 Программы УрО РАН.

ВЛИЯНИЕ ЭВОЛЮЦИИ НАНОРАЗМЕРНЫХ КАРБОНИТРИДОВ МХ НА ДЛИТЕЛЬНУЮ ПРОЧНОСТЬ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ В 9%Cr МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ

Федосеева А.Э., Никитин И.С., Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет»
(НИУ «БелГУ»), Белгород, Россия
fedoseeva@bsu.edu.ru*

9%-хромистые стали мартенситного класса используются для изготовления элементов котлов и паропроводов в новых энергоблоках, работающих при суперсверхкритических параметрах пара, что позволит увеличить процент сгорания угольного топлива и снизить уровень вредных выбросов в окружающую среду. В качестве материала исследования была выбрана сталь со следующим химическим составом: Fe_{баланс}-0,12C-0,06Si-0,04Ni-0,2Mn-9,5Cr-3,2Co-0,45Mo-2,0W-0,2V-0,06Nb-0,005B-0,05N. Предварительно сталь была подвергнута нормализации при 1050°C с последующим отпуском при 750°C. Испытания на длительную прочность проводились при температуре 650°C в широком интервале приложенных напряжений от 200 до 100 МПа. Структурные исследования были выполнены с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM JEOL-2100. Идентификация частиц вторых фаз проводилась по анализу электронограмм и химического состава частиц.

Было обнаружено, что на кривой длительной прочности (зависимость приложенного напряжения от времени до разрушения) для исследуемой стали наблюдается перелом при приложенном напряжении 140 МПа. В процессе ползучести при высоких напряжениях (>140 МПа, до 2000 ч) карбонитриды МХ сохраняют свою морфологию, однако их средний размер становится заметно выше по сравнению с исходным состоянием. При более низких напряжениях (<120 МПа, более 5000 ч) в исследуемой стали были обнаружены частицы Z-фазы (CrVN). Как известно, образование Z-фазы оказывает негативное влияние на сопротивление ползучести сталей, поскольку эта фаза, как более стабильная, замещает мелкие нитриды VN и устраняет дисперсионное упрочнение от этих частиц. При напряжении 120 МПа было зафиксировано начало трансформации нитридов VN в Z-фазу с размером 50 нм. Объемная доля этой фазы очень мала и составила 3-5% от доли ванадиевых частиц ($F_{V_{MX}} = 0.28$ вес.%). При напряжении 100 МПа (более 10000 ч) частицы нитридов VN не были обнаружены, они были полностью заменены частицами Z-фазы со средним размером около 270 нм. Напротив, карбиды NbC на протяжении всех испытаний на ползучесть сохраняют свой размер менее 100 нм, что говорит о высокой стойкости к укрупнению этой фазы при высокой температуре.

Анализ данных показал, что перелом на кривой длительной прочности исследуемой стали не связан с трансформацией нитридов VN в Z-фазу, поскольку начало этой трансформации наблюдается при временах, более высоких, чем время, при котором возникает перелом. Более того, укрупнение карбонитридов МХ также не ведет к появлению перелома. Несомненно, что трансформация V-обогащенных частиц в Z-фазу снижает сопротивление ползучести 9%Cr стали, однако резкая деградация сопротивления ползучести 9%Cr сталей связана с другими структурными изменениями при ползучести.

Работа выполнена за счет гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект №18-38-00002).

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЧАСТИЦ Z-ФАЗЫ В 9%Cr МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ

Федосеева А.Э., Никитин И.С., Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет,
Белгород, Россия
fedoseeva@bsu.edu.ru*

9%-хромистые мартенситные стали являются перспективным материалом для изготовления элементов котлов и паропроводов новых энергоблоков, работающих на суперсверхкритических параметрах пара (температура пара 620-650°C, давление 35 МПа, эффективность 48-50%). Значительное повышение длительной прочности этих сталей связано с дисперсией наноразмерных карбонитридов $M(C,N)$, которая характеризуется высоким сопротивлением к укрупнению в условиях высоких температур. Размерная стабильность этих частиц обеспечивается за счет двухфазного разделения карбонитридов $M(C,N)$ на частицы, обогащенные ванадием и азотом VN , и частицы, обогащенные ниобием и углеродом NbC . Однако, нитриды VN являются неравновесной фазой, и в процессе эксплуатации замещаются равновесной Z-фазой ($CrVN$), размер которой может достигать нескольких микрон. В настоящем исследовании было изучено влияние температуры (650°C и 675°C) на формирование частиц Z-фазы в структуре 9%Cr-3%Co-2%W мартенситной стали в процессе ползучести при различных приложенных напряжениях. Предварительно сталь была подвергнута нормализации при 1050°C с последующим отпуском при 750°C в течение 3 часов. Структурные исследования были выполнены с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM JEOL-2100. Идентификация частиц вторых фаз проводилась по анализу электронограмм и химического состава частиц.

Было установлено, что при температуре 650°C начало трансформации наноразмерных нитридов VN в частицы Z-фазы зафиксировано после 4869 ч испытания на ползучесть под приложенным напряжением 120 МПа. Механизм образования частиц Z-фазы заключался в постепенной перестройке кубической решетки нитридов VN в тетрагональную решетку Z-фазы, начиная с поверхности и продвигаясь внутрь частицы, за счет диффузии атомов хрома к поверхности нитридов VN . При этом размеры нитридов VN и частиц Z-фазы были приблизительно одинаковыми и составляли около 50 нм. Увеличение времени ползучести (приложенное напряжение 100 МПа) привело к полной замене мелких нитридов VN ($d_{VN} = 70$ нм) крупными частицами Z-фазы ($d_{CrVN} = 270$ нм). Напротив, при 675°C, при приложенном напряжении 120 МПа (время до разрушения 774 ч) частиц Z-фазы обнаружено не было. Однако, средний размер нитридов VN значительно увеличился по сравнению с 650°C ползучестью и составил более 100 нм. Увеличение времени ползучести (приложенное напряжение 100 МПа) привело к формированию небольшого количества частиц Z-фазы на поверхности нитридов VN , что свидетельствует об изменении механизма зарождения данных частиц. При этом были обнаружены и отдельные частицы Z-фазы, образованные по механизму перестройки решетки. Таким образом, температура ползучести значительно влияет на стабильность карбонитридов $M(C,N)$, на формирование частиц Z-фазы, а также на механизм их образования.

Работа выполнена за счет гранта Российского фонда фундаментальных исследований (проект №18-38-00002).

РАСЧЕТ ВЛИЯНИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ЭМИССИИ НА КОЭФФИЦИЕНТЫ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЯ ТРЕЩИНЫ В НАВОДОРОЖЕННОМ КРИСТАЛЛЕ

Карпинский Д.Н., Санников С.В.

*Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону, Россия,
dnkarpinskij@sfedu.ru*

Явление вязко-хрупкого перехода (ВХП) в нагруженных твердых телах обусловлено сменой механизма эмиссии дислокаций из вершин трещины на механизм роста трещины (скол). Испущенные дислокации снижают концентрацию напряжения у вершины и увеличивают вязкость разрушения образца [1], [2]. Образование ВХП зависит от температуры образца, его скорости нагружения, а также структурных особенностей образца. В частности, на эксперименте обнаружена зависимость ВХП от концентрации растворенного в образце водорода. Известно [3], что накопление водорода у вершины трещины снижает пороговое значение коэффициентов интенсивности напряжения (КИН) как для эмиссии дислокаций, так и для роста трещины (двойственная роль растворенного водорода). Вклад каждого из этих механизмов определяется выбором кристаллографических ориентаций трещин, модой внешнего нагружения, концентрацией растворенного водорода и системами легкого скольжения кристалла. Зависимость критических КИН для эмиссии дислокаций определяется моделью Райса, в которой энергия дефекта упаковки описывается линейной зависимостью от концентрации растворенного водорода. Ранее (см., ссылки в [4]) анализировались энергетические затраты зарождения одной дислокации, в то время как на опытах наблюдают скопления дислокаций у вершины. В [4] показано, что скопление испущенных дислокаций существенно влияет на форму вершины и экранирует напряжения у вершины трещины.

В данном сообщении приведены численные результаты, обобщающие результаты [3] на случай учета влияния растворенного водорода в нагруженном образце. Результаты расчета показали, что при смешанном нагружении мода I определяет взаимодействие дислокаций и растворенного водорода, а учет образования скопления испущенных дислокаций существенно изменяет количественные оценки КИН по сравнению со случаем отсутствия растворенного водорода из-за изменения порогового КИН.

1. J. Rice, R. Thomson Ductile versus brittle behavior of crystals. //Philos. Mag. 1974, V.29, p.73-97.
2. J. R. Lin, R. Thomson Cleavage, dislocation emission, and shielding for cracks under general loading //Acta Metall., 1986. V.34, p.187-206.
3. Д.Н. Карпинский, С.В. Санников Расчет влияния дислокационной эмиссии из вершины трещины на коэффициенты интенсивности напряжения // VII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва. 7-10 ноября 2017 г./ Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, 2017, 951с.; с.169-171.
4. I. Adlakha, K. N. Solanki Role of hydrogen on the incipient crack tip deformation behavior in a-Fe: An atomistic perspective //J. Appl. Phys., 2018. V.123. 014304.

СТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Co–Fe–Si–B–Nb ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ

Волков Н.А., Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Орлова Н.Н.

*Институт физики твердого тела РАН,
г. Черноголовка, Московская обл., Россия
volkov@issp.ac.ru*

Аморфные сплавы на основе кобальта (группы Co–Si–B) являются весьма перспективными материалами для промышленного применения. Они имеют хорошие магнитные свойства, которые могут быть улучшены при выделении в аморфной фазе нанокристаллов и формировании, таким образом, аморфно-нанокристаллической структуры [1-3]. Традиционные методы термообработки для получения нанокристаллической структуры не позволяют получить требуемые структурные параметры, однако такая структура может быть создана при внесении различных легирующих элементов. Настоящее исследование посвящено изучению влияния легирующих элементов на структуру и функциональные свойства аморфных сплавов указанной группы.

Исследовано влияние концентрации легирующего компонента (Nb) на кристаллизацию аморфной фазы. Обнаружено, что после термообработки, на начальной стадии кристаллизации аморфных сплавов системы Co–Si–B–Fe–Nb при содержании Nb 1 ат.% и более, выделяются нанокристаллы с ОЦК структурой [4]. Образование этой фазы, не наблюдавшейся ранее в таком концентрационном интервале, приводит к изменению свойств сплава. Показано, что формирование нанокристаллов разного размера зависит от содержания ниобия и приводит к изменению механических и магнитных свойств. Установлена корреляция структуры и свойств исследованных сплавов.

Введение ниобия, характеризующегося низким коэффициентом диффузии, в аморфные сплавы на основе железа и кобальта способствует уменьшению скорости роста нанокристаллов и формированию нанокристаллической структуры. Влияния ниобия на тип кристаллической решетки образующейся при кристаллизации фазы ранее не наблюдалось. Обсуждаются возможные причины влияния ниобия на образование кристаллической фазы с ОЦК структурой.

Работа выполнена при частичной поддержке РФФИ (грант 17-42-500633)

1. R. Xiang, Sh. Zhou, B. Dong, G. Zhang, Z. Li, Y. Wang, Ch. Chang, Effect of Co addition on crystallization and magnetic properties of FeSiBPC alloys, *Progr. In Natural Sci. Mater. Intern.* 24 (2014) 649.
2. R. Nowosielski, A. Zajdel, S. Lesz, B. Kostrubiec, Z. Stoklosa, Crystallization of amorphous $Co_{77}Si_{11.5}B_{11.5}$ alloy, *Archives of Mater. Sci. Eng.* 28 (2007) 141-148.
3. C.F. Conde, J.S. Blazquez, A. Conde, Nanocrystallization process of the HITREM Fe-Co-Nb-B alloys, in: B. Idzikowski (Ed.), *Properties and Application of Nanocrystalline Alloys from amorphous Precursor*, Kluwer Academic Publ., The Netherlands, 2005, pp.111-121
4. G.E. Abrosimova, N.A. Volkov, N.N. Orlova, A.S. Aronin, BCC nanocrystal formation in an amorphous Co-Si-B-Fe-Nb alloy on heating. *Materials Letters* 219, 2018. 97–99

РАСЧЕТНЫЕ ОЦЕНКИ УРОВНЯ ПРОЧНОСТИ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ МАТРИЦ

¹Антанович А.А., ²Колесников С.А.

¹*ФГБУН институт физики высоких давлений Российской Академии наук,
Москва, г. Троицк, Россия,*

antanov@hppi.troitsk.ru

²*АО «НИИ конструкционных материалов на основе графита»,
г. Москва, Россия,*

Skolesnikov02@mail.ru

Ранее нами были опубликованы [1] экспериментальные данные по прочностным характеристикам углерод-углеродных композиционных материалам (УУКМ), основанные на анализе совокупности результатов контроля качества сотен серийно выпускаемых заготовок УУКМ при изостатической технологии получения углеродных матриц. В связи с этим представляет интерес сравнительная оценка расчётного и фактического уровней прочности УУКМ, например при растяжении. Оценка потенциального уровня прочности при растяжении может быть проведена, например, из экспериментальных данных по прочности филаментов углеродного волокна как элементов армирования одномерных углерод-углеродных стержней, которые в свою очередь используются в качестве элементов армирования объёмной структуры.

Расчетные оценки приведены с использованием экспериментальных данных для углеродной конструкционной нити УКН-5000. На практике применяются армирующие стержни диаметром ~ 1 мм, получаемые методом пультрузии. Очевидно, что расчетная прочность таких одномерных композитов находится между минимальным уровнем, определяемым разрушением «не связанного» пучка волокон и максимальным уровнем, соответствующим пучку волокон, «связанному» сплошной матрицей [2]. Для указанной углеродной нити расчетное максимальное значение прочности однонаправленного связанного пучка составит ~ 5800 МПа. Расчетная прочность реального композита с одномерной схемой армирования снижается от уровня идеального связанного пучка из-за дефектности структуры пропорционально ряду уровней коэффициентов реализации практически в 10 раз и составляет 565 МПа. В случае трехмерного ортогонально армированного композиционного материала ожидаемая расчетная прочность в направлениях армирования составит четверть от этого значения, а именно, ~ 141 МПа. Среднее значение предела прочности при растяжении, определенное на 29 изготовленных заготовках УУКМ, составило 146,7 МПа, что неплохо согласуется с расчетным значением.

1. А.А. Антанович, С.А. Колесников. Плотность и прочность углерод-углеродных конструкционных материалов при изостатической технологии получения углеродных матриц. Сборник материалов 60-й Международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности», Витебск, 2018, Том 1, с. 42-45.
2. Г.М. Гуняев. Структура и свойства полимерных композиционных волокнистых композитов. – М.:Химия, 1981. – 232 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДИ ПРИ СХОЖДЕНИИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЗРЫВА

**Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Хомская И.В.,
Смирнов Е.Б., Дегтярев А.А., Шорохов Е.В.**

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия
РФЯЦ-ВНИИ технической физики им. акад. Е.И. Забабахина, Снежинск, Россия
zeldovich@imp.uran.ru*

Медные цилиндрические оболочки диаметром 48 мм и толщиной стенок 4 мм подвергались действию взрыва цилиндрического заряда взрывчатого вещества (ВВ), окружающего оболочку. После инициирования заряда вдоль поверхности оболочки распространялась скользящая детонационная волна, под действием которой происходило схождение оболочки к оси симметрии. Мощность заряда подбиралась таким образом, чтобы добиться полного или частичного схождения оболочки.

Действие взрыва на оболочку можно разделить на два этапа. На первом этапе по оболочке распространяется ударная волна, этап длится 1–2 мкс. На втором этапе, который начинается одновременно с первым, но длится 30–40 мкс, происходит инерционное схождение оболочки. Схождение осуществляется за счёт высокоскоростной деформации, степень которой сильно возрастает от наружной поверхности оболочки к внутренней.

Оболочка, при нагружении которой использовался достаточно мощный заряд ВВ, полностью сошлась в цилиндр диаметром 28–30 мм. В поперечном сечении цилиндра было видно, что образовались три кольцевые зоны, отличающиеся по структуре. Микроструктура в наружной и внутренней зонах сформировалась под действием радиальной деформации. Деформация носила периодический характер: сильно деформированные участки чередовались со слабее деформированными. В средней зоне деформация была хаотической, турбулентной. Нарушение осевой симметрии деформации объясняется деформационным залечиванием откольных повреждений, возникших на стадии действия ударной волны.

Оболочка, нагруженная взрывом заряда ВВ меньшей мощности, сошлась частично. В результате откола оболочка разделилась на два кольцевых слоя. В наружном слое было обнаружено зарождение и развитие откольных явлений, не искаженных пластической деформацией. Во внутреннем слое откольные поры и трещины залечивались под действием деформации инерционного схождения. На их месте возникали вихревые структуры и характерные ломаные линии. Деформация внутреннего слоя не привела к его полному схождению.

Исследование макро- и микроструктуры нагруженных оболочек позволило выявить структурные механизмы нарушения строго радиального схождения, то есть потери устойчивости фронта высокоскоростной деформации. Установлено, что устойчивость теряется независимо на внутренней и наружной поверхностях оболочек. На внутренней поверхности под действием деформации сжатия возникают периодически расположенные выступы, которые в дальнейшем соединяются, сходясь к центру оболочки. На внешней поверхности потеря устойчивости выражается в образовании выпуклостей и вмятин, то есть приводит к гофрированию.

Работа выполнена в рамках темы «Структура» (N АААА-А18-118020190116-6) при частичной поддержке Комплексной программы УрО РАН (проект 18-10-2-39).

СКАЧКИ ЭЛЕКТРОДНОГО ПОТЕНЦИАЛА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В ХОДЕ ПРЕРЫВИСТОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ

Желтов М.А., Золотов А.Е., Денисов А.А., Кочегаров С.С.,
Шибков А.А.

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

Прерывистая деформация Портевена-Ле Шателье (ПЛШ) металлических сплавов представляет яркое нелинейное явление, которое привлекает внимание широкого круга исследователей. В то же время это негативное явление в технологическом аспекте, так как оно вызывает преждевременную коррозию и внезапное разрушение сплава. Вместе с тем, одним из важнейших факторов, влияющих на долговечность авиационных алюминиевых сплавов, является коррозия под напряжением.

Электрохимическая ячейка представляла собой гальваническую цепь, состоящую из плоского образца алюминиевого сплава, стандартного хлор-серебряного электрода сравнения и раствора электролита. Канал регистрации электрического сигнала состоял из импульсного предусилителя (с полосой пропускания 1 Гц – 10 кГц), АЦП и компьютера. При такой схеме электрохимической ячейки измеряются только скачки электродного потенциала алюминиевого сплава относительно стандартного электрода сравнения в полосе частот, в которой происходят скачки деформации, связанные с динамикой деформационных полос.

В качестве материала исследования был выбран алюминий-магниевый сплав АМг6, демонстрирующий эффект ПЛШ при комнатной температуре. Образец сплава АМг6 сначала выдерживали в растворе электролита (3 %-й водный раствор NaCl) до полной стабилизации электрического сигнала. Затем образец деформировали одноосным растяжением со скоростью 0.003 1/с в испытательной машине Instron (модель 3344). Установлено, что повторяющиеся скачки механического напряжения в ходе растяжения образца (эффект ПЛШ) сопровождаются отрицательными скачками электродного потенциала. Последние возникают одновременно с точностью до 0.3 мс со скачками нагрузки, а их средние амплитуды связаны линейной зависимостью. Предполагается, что на переднем фронте скачка электродного потенциала происходит растворение алюминия на свежеобразованной поверхности, вызванной разрывом оксидной пленки из-за массового выхода на поверхность большого количества дислокаций деформационной полосы, а на заднем фронте, т.е. на спаде, происходит восстановление оксидной пленки на данном участке свежеобразованной поверхности. Подобные корреляции экспериментально обнаружены при прерывистой деформации сплава АМг6, деформируемого в дистиллированной воде, 3%-м растворе NaCl и в морской воде.

Полученные результаты могут послужить основой для разработки методов мониторинга и автоматического подавления полосообразования и прерывистой деформации алюминиевых сплавов в коррозионной среде, в которых скачок электродного потенциала, генерируемый первичной полосой деформации, выполняет роль триггера для запуска внешних устройств, подавляющих контролируемое количество последующих деформационных полос и скачков напряжения.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 18-19-00304).

БИНАРНАЯ СИСТЕМА СПЛАВОВ Au–Cd: ОБРАЗОВАНИЕ СЛОЖНЫХ СТРУКТУР ПО МЕХАНИЗМУ ЮМ–РОЗЕРИ

Афоникова Н.С., Дегтярева В.Ф.

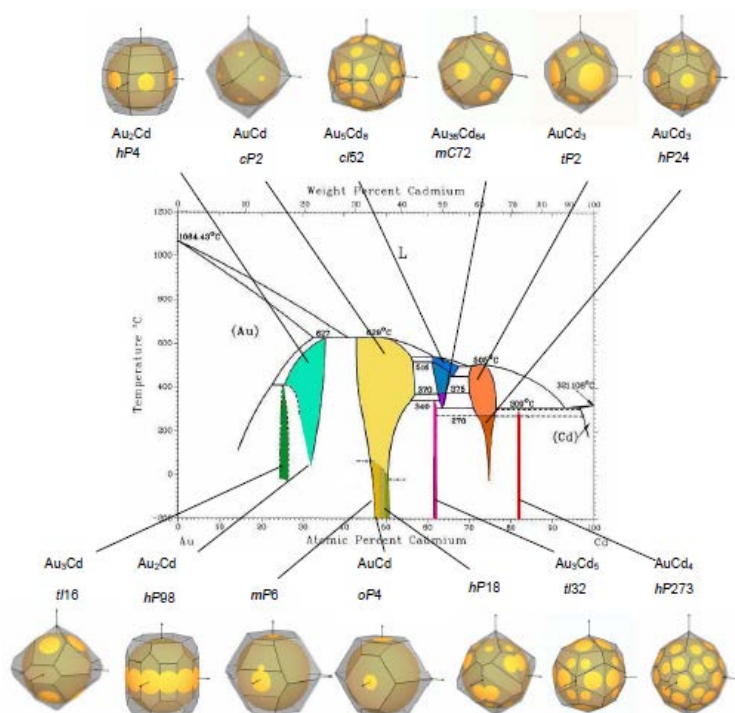
ИФТТ РАН, г.Черноголовка, Россия

natasha@issp.ac.ru

Классической системой фаз Юм–Розери является система Cu–Zn, в которой проявляется последовательность фаз ГЦК–ОЦК – сложная кубическая – ГПУ при изменении электронной концентрации (1.36–1.5–1.61–1.75). Система Au–Cd является изоэлектронной относительно Cu–Zn, но содержит наряду с относительно простыми структурами целый ряд сложных интерметаллических соединений с различными искажениями, сверхрешетками и вакансиями [1]. Сложная картина фаз Au–Cd по сравнению с Cu–Zn связана с переходом к более тяжелым элементам в тех же группах. Это приводит к усилению значимости электронной составляющей для формирования кристаллической структуры. Чтобы понять причины образования таких сложных структур и устойчивости таких фаз, мы проанализировали эти кристаллические структуры с помощью модели почти свободных электронов в рамках взаимодействия сферы Ферми и зоны Бриллюэна. Анализ конфигурации Бриллюэна – Джонса по отношению к сфере Ферми с почти свободными электронами обеспечивает понимание значения вклада энергии валентных электронов для устойчивости структур [2,3]. Представление сложных структур

в обратном пространстве проясняет их отношение к простым базисным ячейкам. Такой подход показывает важность дополнительных плоскостей для стабильности сверхрешеток.

Показано, что сложные структуры AuCd-*hP18*, AuCd₃-*hP24* и AuCd₄-*hP273* связаны с простой структурой AuCd-*cP2* введением ромбоэдрических искажений со сверхструктурами и вакансиями. Подобный анализ позволяет понять образование сложных структур в щелочных и щелочноземельных металлах при



высоком давлении. Фазы с host – guest структурой имеют кристаллографическое родство с Au₃Cd₅-*tI32* – типичной фазой Юм–Розери.

1. Degtyareva V.F., Afonikova N.S. // Solid State Sciences, 2015, Т. 49, p 61-67.
2. Дегтярева В.Ф. // УФН, 2006, том 174, с 383-402.
3. Degtyareva V.F., Smirnova I.S. // Z. Kristallogr., 2007, Т. 222, p 718-721.

СТРУКТУРА МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА НА ОСНОВЕ Ni–Mn–In ПОСЛЕ ПРЯМОГО И ОБРАТНОГО ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Калетина Ю.В., Кабанова И.Г., Калетин А.Ю., Фролова Н.Ю.

*Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН,
г. Екатеринбург, Россия,
kaletina@imp.uran.ru*

Ферромагнитные сплавы Гейслера на основе системы Ni–Mn–In относятся к перспективным материалам, обладающими функциональными свойствами, изменяющимися под действием температуры, магнитного поля или давления.

В настоящей работе исследована структура сплава Гейслера Ni₄₇Mn₄₂In₁₁ и выявлены её кристаллографические особенности после знакопеременных температурных воздействий в ходе прямых и обратных фазовых переходов.

Исследуемый трехкомпонентный сплав Ni₄₇Mn₄₂In₁₁ после длительного гомогенизирующего отжига подвергали нагреву в высокотемпературную область, затем охлаждали до температуры жидкого азота. Варьировали количество циклов нагрева и охлаждения.

В высокотемпературной области сплав Ni₄₇Mn₄₂In₁₁ находится в аустенитном состоянии и имеет кубическую кристаллическую решетку, упорядоченную по типу $L2_1$ фазы. При охлаждении сначала наблюдается магнитный переход в аустенитной фазе из пара- в ферромагнитное состояние, а затем мартенситное превращение, сопровождающееся перестройкой кристаллической решетки [1]. Установлено, что в сплаве Ni₄₇Mn₄₂In₁₁ в процессе охлаждения из аустенита с решеткой $L2_1$ образуется многослойный модулированный мартенсит 14M. Экспериментально были определены ориентационные соотношения между высокотемпературной $L2_1$ фазой и мартенситом 14M: $(001)_{14M} \parallel (110)_{L2_1}$, $[100]_{14M} \parallel [\bar{1}10]_{L2_1}$, а также габитусные плоскости мартенситных пластин $\{1.0.10\}_{L2_1}$. Показано, что обнаруженный внутри мартенситных пластин полосчатый контраст отвечает плоскостям залегания дефектов упаковки: $(001)_{14M} \parallel \{110\}_{L2_1}$.

Выявлены особенности кристаллографической структуры 14M мартенсита после циклического нагрева в аустенитную область и последующего охлаждения до криогенных температур. Идеальная структура мартенситного пакета в сплаве Ni₄₇Mn₄₂In₁₁ после знакопеременных температурных воздействий не наблюдалась. Установлено, что двойникованные мартенситные кристаллы с границами по плоскостям симметрии составляют некоторую часть мартенситной структуры. Обнаружены различные по типу плоскости границы между кристаллами мартенсита, что может быть связано с особыми условиями формирования мартенситной структуры в ходе прямых и обратных фазовых переходов.

Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Структура» № АААА-А18-118020190116-6 при частичной поддержке РФФИ (грант № 16-03-00043).

1. Yu.V. Kaletina, E.G. Gerasimov, *Physics of the Solid State* **56** (2014) 1634-1640.

**ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ТЕМПЕРАТУРЫ
И ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ
И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ
НИКЕЛИДА ТИТАНА**

**Лотков А.И., Батурин А.А., Гришков В.Н.,
Родионов И.С.**

*ИФПМ СО РАН,
г. Томск, Россия
abat@ispms.tsc.ru*

В докладе на основе собственных результатов и литературных данных представлен обзор исследований влияния водорода на температуры, последовательность мартенситных превращений (МП) и неупругие свойства (эффекты сверхэластичности и памяти формы) сплавов на основе никелида титана. Показано, что после электролитического наводороживания образцов при комнатной температуре, указанные выше свойства, существенно зависят от времени, прошедшего после наводороживания образцов, и их исходного структурно-фазового состояния. Исследования показали, что «вылёживание» (старение) наводороженных образцов при комнатной температуре независимо от их структурно-фазового состояния (B2 или B19' фазы) приводит к диффузионному перераспределению водорода от поверхности в объём образцов. Определены эффективные коэффициенты диффузии водорода в двойных сплавах на основе никелида титана в зависимости от размера зёрен и фазового состояния. Показано, что при наводороживании образцов в B2 фазе и последующем диффузионном перераспределении атомов водорода в них при комнатной температуре в этой же фазе по объёму образцов вследствие старения происходит сильное (более чем на сто градусов) понижение температур МП B2→B19' и R→B19'. При этом расширяется температурный интервал проявления предмартенситных изменений в микроструктуре сплавов. Дан анализ возможного механизма влияния водорода на термодинамическую стабильность B2 фазы по отношению к МП в B19' фазу на основе расчетов из первых принципов. Показано, что при наводороживании и распределении водорода в мартенситной фазе B19' температуры МП не изменяются. Представлены результаты исследований и их анализ по влиянию водорода на неупругие свойства сплавов на основе никелида титана.

Работа поддержана Программой фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23 и проектом РФФИ № 18-48-700040

ЭФФЕКТ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ДВОЙНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi В СОСТОЯНИИ МАРТЕНСИТНОЙ ФАЗЫ B19'

Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Лотков А.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
dorz@ispns.tsc.ru

Целью данной работы было исследование закономерностей изменения величины эффекта сверхэластичности при деформировании в мартенситном состоянии образцов двойных сплавов на основе TiNi. Исследования были проведены методом кручения образцов в интервале температур деформирования ниже конца прямого МП в мартенситную фазу B19'. В качестве объекта исследований были выбраны крупнозернистые образцы сплавов Ti_{49,8}Ni_{50,2}(ат.%) и Ti_{49,2}Ni_{50,8}(ат.%). При охлаждении и нагреве образцы исследованных сплавов испытывали только МП B2↔B19' (где B2 – высокотемпературная фаза). Температуры МП и температуры деформирования образцов исследованных сплавов указаны в табл.1. Схема испытаний: образцам при кручении в процессе изотермических циклов «нагрузка-разгрузка» задается деформация γ_t , величину эффекта сверхэластичности ($\gamma_{сэ}$) определяли как величину возврата неупругой деформации (в том числе малой деформации Гука) при разгрузке образцов. Накопленная при данной γ_t пластическая деформация ($\gamma_{гр}$) соответствует остаточной деформации при завершении формовосстановления в процессе нагрева разгруженных образцов до 473К. В каждом последующем цикле γ_t увеличивали (вплоть до разрушения образцов). Обнаружено, что на начальных этапах деформирования (при $\gamma_t \approx 8\%$) эффект сверхэластичности в образцах не превышает 1.5%. С увеличением заданной в цикле деформации γ_t величина эффекта сверхэластичности монотонно возрастает и достигает максимального значения $\gamma_{сэ}(\max)$, табл.1. Такие величины сверхэластичности достигаются на стадии активного накопления пластической деформации, а заданная деформация γ_t составляет при этом 32÷40 %, табл.1. Обсуждаются условия и механизмы, обуславливающие проявление эффекта сверхэластичности при кручении образцов двойных сплавов на основе TiNi с исходным состоянием мартенситной фазы B19'.

Таблица 1. Температуры деформирования, температуры МП, максимальные значения эффекта сверхэластичности и соответствующие заданные и пластические деформации

Состав, ат. %	$T_{\text{деф}}$, К	M_H , К	M_K , К	A_H , К	A_K , К	$\gamma_{сэ}(\max)$, %	γ'_t , %	$\gamma'_{гр}$, %
Ti _{49,8} Ni _{50,2}	295	338	305	350	367	5.3	32.0	14.0
Ti _{49,3} Ni _{50,7}	164	252	223	258	273	6.3	39.7	19.7

Примечание: $T_{\text{деф}}$ – температура деформирования образцов при изотермических циклах «нагрузка-разгрузка»; M_H и M_K – температуры начала и конца прямого МП при охлаждении образцов; A_H и A_K – температуры начала и конца обратного МП при нагреве образцов; $\gamma_{сэ}(\max)$ – максимальная величина эффекта сверхэластичности, а γ'_t и $\gamma'_{гр}$ – соответствующие $\gamma_{сэ}(\max)$ величины заданной и пластической деформации, соответственно.

Работа поддержана Программой фундаментальных научных исследований государственных академий наук на 2013-2020 годы, направление III.23.

АНАЛИЗ ОСОБЕННОСТЕЙ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ЭЛЕМЕНТАХ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Хлопков Е.А.

*Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Российская Федерация
hlopkovelisey@mail.ru*

Технология сварки проволоки из никелида титана позволяет расширить возможности изготовления кольцевых силовых элементов [1]. В работе [2] представлен эффективный способ наращивания деформационных эффектов обратимой памяти формы (ОПФ) с использованием состояния пластичности превращения при охлаждении образца под нагрузкой через интервал температур прямого фазового перехода. Рассмотрено влияние приложенных тренировочных усилий на величину ОПФ по схеме предложенной в [2]. Испытывались образцы с исходным диаметром d_0 – 67,2; 68,9 и 68,3мм при подготовке с соответствующими усилиями в 8,5; 25,5 и 39,8Н. Поскольку в технологическом процессе возникает необходимость работы через длительные временные интервалы, термоциклирование проводилось как в ускоренном режиме (~2ч в состоянии пластичности превращения), так и с суточными выдержками. Цикл нагрев-охлаждение проводили поочередно, помещая образец в разогретый до 130°C термостат, затем, в холодильную камеру с температурой -2°C. Небольшие отличия в сторону увеличения содержания Ni до 50,4ат.% в сплаве TiNi привели к смещению температур прямых фазовых превращений к более низким по сравнению с образцами, использованными в [2]. Отмечено немонотонное изменение значений ОПФ с термоциклированием. Исследования показали, что быстрое термоциклирование приводит к падению характеристик ОПФ. Суточная выдержка образца при температурах, когда материал находится в гетерофазном состоянии, в ряде случаев влечет к повышению деформаций ОПФ. Это может происходить вследствие повышения температур прямого фазового превращения, что наблюдалось в [3]. Максимальное удлинение образца при подготовке к ОПФ достигло 15,7мм в случае при нагружении усилием 41,2Н с суточной выдержкой в 27 цикле. При этом следующее за этим формоизменение ОПФ приняло так же наибольшее значение в 7мм. Таким образом, для реализации схемы, представленной в [2], необходимо обеспечение полноты превращения, что может быть выполнено при выборе соответствующего материала для изготовления кольцевых силовых элементов, работающего в заданных интервалах температур технологического процесса.

1. E. Khlopkov, G. Volkov, Y. Vyunenko. // *Materials Today: Proceedings*. Vol. 4, Is. 3, Part B, 2017. – P. 4879-4883.
2. Вьюненко Ю.Н., Белоусов Н.Н. Обратимая память формы в кольцевых конструкциях // 60 Международная научная конференция «Актуальные проблемы прочности», 14–18 мая 2018 года, Витебск, Беларусь.: материалы конференции. – Витебск: УО «ВГТУ», 2018. – С.482-484.
3. Сибирев А.В., Беляев С.П., Реснина Н.Н. Влияние максимальной температуры термоцикла на мартенситные превращения в сплаве TiNi // XXII Петербургские чтения по проблемам прочности, 12-14 апреля 2016 года, Санкт-Петербург.: сб. материалов. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2016. – С.345-347.

ЭФФЕКТИВНАЯ СКОРОСТЬ ДВИЖЕНИЯ ДОМЕННОЙ СТЕНКИ В 1D НАНОСИСТЕМЕ ПРИ МНОЖЕСТВЕННОМ РОЖДЕНИИ ДОМЕНОВ НА АКТИВНЫХ ЦЕНТРАХ

Петухов Б. В.

*Институт кристаллографии им. А.В. Шубникова
ФНИЦ «Кристаллография и фотоника» РАН, Москва, Россия
petukhov@ns.crys.ras.ru*

Процесс переключения состояний в протяженных квазиодномерных системах происходит посредством движения границ доменов новой фазы. Часто рассматриваемые предельные случаи – это распространение на всю систему краевого домена или множественное зарождение и коалесценция доменов в объеме материала [1]. В работе рассматривается более общая ситуация распространения фронта переключения состояния от границы образца при множественном рождении доменов новой фазы на случайно расположенных в объеме дефектах. Решается соответствующая статистико-кинетическая задача с расчетом средней величины и дисперсии длин пробегов, а также полных функций распределения длин и времен «эстафетных» пробегов границы краевого домена.

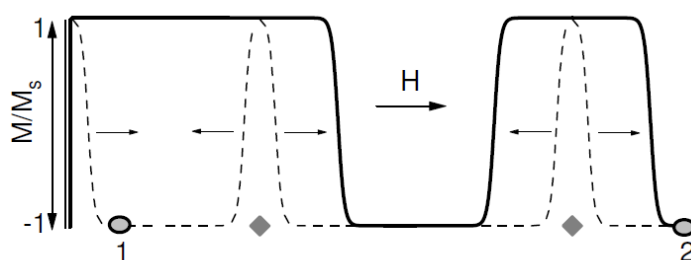


Рис. 1. Схема эксперимента по исследованию движения доменной границы. H – переключающее поле, M – намагниченность. Штриховые линии показывают начальное состояние, сплошные линии показывают конфигурацию доменов спустя какое-то время с учетом поглощения фронтом переключения состояния домена новой фазы, образованного на ближайшем активном центре

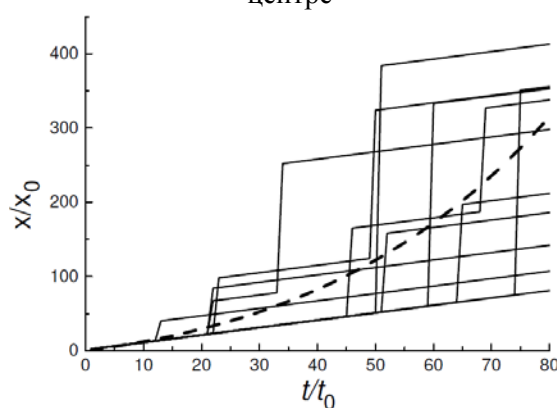


Рис. 2. Зависимость длины пробега фронта переключения состояния от времени. Ломаные линии изображают результат моделирования, штриховая линия представляет среднюю длину пробега

1. One-Dimensional Nanostructures. (Ed) Z.M. Wang New York: Springer Science+Business Media (2008)

МИКРОТВЕРДОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ КВД С ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ

Горнакова А.С.^{1*}, Страумал А.Б.¹, Ходос И.И.², Гнесин И.Б.¹,
Мазилкин А.А.¹, Афоникова Н.С.¹, Страумал Б.Б.¹

¹ Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка, Россия

² Институт технологии микроэлектроники и высокочистых материалов Российской академии наук, Черноголовка, Россия

Титановые сплавы являются актуальными сплавами на сегодняшний день, благодаря своему широкому применению во многих отраслях промышленности. Структуру и свойства титановых сплавов можно контролировать комбинацией механических и термических обработок, что особенно эффективно, поскольку в титане могут присутствовать три фазы: (α Ti) при низких температурах, (β Ti) при высоких температурах, а также (ω Ti) при высоких давлениях, в различных сочетаниях. Можно добиться полезных структурных модификаций многокомпонентных и многофазных сплавов на основе титана, используя комбинацию предварительной термообработки и кручения под высоким давлением (КВД).

Цель работы: Провести сравнительный анализ значений микротвердости от температуры предварительной термообработки и подвергнутых КВД четырех титановых сплавов близких по составу, но отличных по количеству второй (ванадий) и третьей компоненты (алюминий).

Структура и микротвердость одного бинарного и трех тройных сплавов на основе титана (Ti–4 вес.% V, Ti–4 вес.% V–6 вес.% Al, Ti–4 вес.% V–3 вес.% Al, и Ti–5 вес.% V–6 вес.% Al) были исследованы после предварительной термообработки и кручения под высоким давлением (КВД). Добавление алюминия подавляет образование фазы высокого давления в тройных сплавах. КВД приводит к разложению отожженного твердого раствора (α Ti) и «очистки» α -фазы. В результате наночастицы алюминиды титана появляются после КВД в тройных сплавах. Это может объяснить, почему добавление алюминия приводит к увеличению микротвердости сплавов после отжига между 600 и 950°C и последующая обработка КВД. Увеличение температуры предварительного отжига также повышает твердость всех сплавов после последующей обработки КВД.

Температура предварительного отжига, °C	Микротвердость, ГПа Ti–4 вес.% V	Микротвердость, ГПа Ti–4 вес.% V–6 вес.% Al	Микротвердость, ГПа Ti–4 вес.% V–3 вес.% Al	Микротвердость, ГПа Ti–5 вес.% V–6 вес.% Al
600	3.78±0.06	3.62±0.03	2.93±0.04	3.22±0.03
700	3.31±0.06	2.82±0.02	3.1±0.05	3.29±0.03
900	3.92±0.04	4.02±0.04	-	-
950	-	-	3.31±0.05	3.54±0.07

Авторы глубоко признательны Егоркину М.И. (ЛМ, ИФТТ РАН) за изготовление титановых сплавов и Килмаматову А.Р. (Институт нанотехнологий КИТ, Карлсруэ, Германия) за обработку образцов КВД. Подготовка образцов, микроструктурные исследования и измерения микротвердости проводились при поддержке гранта РФФИ (проект № 16-03-00285). КВД образцов проводилось при поддержке гранта РФФИ (проект № 16-53-12007).

ЭНЕРГЕТИКА МЕЖФАЗНЫХ И МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В СПЛАВЕ ВТ6

Горнакова А.С., Прокофьев С.И.

*Институт физики твердого тела Российской академии наук,
Черноголовка, Россия*

ВТ6 – широко используемый титановый сплав. Как известно, межзеренные (ГЗ) и межфазные границы (МФГ) контролируют механические свойства и кинетику их эволюции (деградации) в многофазных сплавах, особенно, при малых размерах зерен и высокой температуре. Однако, данные о поверхностном натяжении ГЗ и МФГ в сплаве ВТ6 практически отсутствуют.

В данной работе определено поверхностное натяжение ГЗ и МФГ границ в сплаве ВТ6 в области $(\alpha\text{Ti})+(\beta\text{Ti})$.

Исследование проводилось на сплаве ВТ6 состава $(89,83 \pm 0,07)$ вес.% Ti, $(6,21 \pm 0,05)$ вес.% Al, $(3,92 \pm 0,06)$ вес.% V и $(0,04 \pm 0,02)$ вес.% Fe. Образцы сплава отжигались в вакууме ($\sim 10^{-4}$ Па). Температуры отжигов ($T_{\text{отж}}$) лежали в интервале 660 - 900°C, т.е. в двухфазной области $(\alpha\text{Ti})+(\beta\text{Ti})$. Продолжительность отжигов была от 672 до 972 часов. После отжигов образцы закаливались в воде.

Изображения микроструктуры отожженных образцов сплава, использовавшиеся для измерений, получали с помощью сканирующего электронного микроскопа в режиме BSE. Химический состав фаз сплава определялся с помощью рентгеновского энергодисперсионного спектрометра. Фазовый состав образцов и кристаллическая структура фаз сплава определялись при комнатной температуре с помощью рентгеновской дифрактометрии.

После отжигов и последующей закалки в воде микроструктура сплава ВТ6 состояла из темных и светлых зерен, которые после закалки замещают образовавшиеся в процессе отжига зерна (αTi) и (βTi) , соответственно. Это подтверждается тем, что средний химический состав темных и светлых зерен соответствует составу (αTi) и (βTi) . После закалки зерна (αTi) и (βTi) становятся гетерофазными в результате распада растворов (αTi) и (βTi) . Стабилизированная с помощью продолжительных отжигов микроструктура сплава гарантировала достижение механического равновесия в тройных стыках, а сохранение формы зерен (αTi) и (βTi) при закалке сплава делает возможным определение соотношения между поверхностными натяжениями ГЗ в (αTi) , γ_α , (βTi) , γ_β , и МФГ $(\alpha\text{Ti})/(\beta\text{Ti})$, γ_γ , измеряя двугранные углы в тройных стыках, образованных ГЗ в (αTi) или в (βTi) и двумя МФГ $(\alpha\text{Ti})/(\beta\text{Ti})$.

С помощью этих измерений были получены температурные зависимости средних отношений $\gamma_\alpha/\gamma_\gamma$ и $\gamma_\beta/\gamma_\gamma$. Из этих данных и зависимости $\gamma_\beta(T)$, полученной в работе [Roth TA, Suprayak P. // Mater. Sci. Eng. 1978, 35, 187.], были определены температурные зависимости среднего поверхностного натяжения ГЗ в (αTi) и МФГ $(\beta\text{Ti})/(\beta\text{Ti})$.

Авторы выражают глубокую благодарность А.Н. Некрасову (ИЭМ РАН) за съемку микроструктуры образцов и определение состава фаз и Н.С. Афониковой (ИФТТ РАН) за проведение рентгеновского структурного и фазового анализа образцов.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-03-00285.

ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ

Когтенкова О.А., Страумал Б.Б.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт физики твердого тела Российской академии наук,
Черноголовка, Россия
koololga@issp.ac.ru*

Фазовые превращения могут протекать не только между объемными фазами, но также и на свободных поверхностях, границах зерен (ГЗ) и межфазных границах. Относительно легко наблюдать зернограничные (ЗГ) фазовые переходы, которые имеют место в двухфазных (или многофазных) областях фазовых диаграмм, как, например, ЗГ фазовые превращения смачивание-несмачивание. В этом случае толщина ЗГ слоя второй (смачивающей) фазы является макроскопической, достигает нескольких микрон и может наблюдаться даже в оптическом микроскопе. Однако ЗГ фазовые превращения могут происходить и в однофазных (или твердых растворах) областях объемных фазовых диаграмм. В этом случае на ГЗ образуются тонкие в несколько нм слои второй фазы, и такая фаза устойчива на ГЗ, но неустойчива в объеме.

Целью работы является изучение зернограничных фазовых превращений с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии в металлических сплавах на основе алюминия и меди в однофазных областях объемных фазовых диаграмм систем Al–Zn, Al–Mg, Cu–Co, Cu–Ag и Cu–Ni с крупным размером зерен и с ультрамелкозернистой структурой, полученной одним из методов интенсивной пластической деформации – кручением под высоким давлением.

Были проведены калориметрические измерения сплавов до и после кручения под высоким давлением с различной скоростью нагрева 10 и 20 К/мин с помощью дифференциальных сканирующих калориметров TA Instruments Q910 и Q1000.

Во всех изучаемых сплавах на кривых дифференциальной сканирующей калориметрии в однофазной области (α -раствор) фазовых диаграмм наблюдались небольшие эндотермические пики, свидетельствующие о зернограничных фазовых превращениях и образовании метастабильных фаз. С помощью просвечивающей электронной микроскопии было показано, что метастабильные фазы в виде тонких прослоек образуются не только на границах зерен, которых много в ультрамелкозернистых образцах, но также и в объеме в случае крупнокристаллических образцов. Поскольку дополнительные пики на кривых дифференциальной сканирующей калориметрии наблюдались не только в ультрамелкозернистых образцах, но и в крупнокристаллических образцах, то это также является косвенным подтверждением существования метастабильных фаз в однофазной области объемных фазовых диаграмм. Однако такие фазы трудно идентифицировать из-за их небольшой доли.

ДВУХФАЗНАЯ МОДЕЛЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АГРЕГАТА С УЧЕТОМ ЗЁРЕННО-ГРАНИЧНЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ

Решетняк А.А.¹, Шаркеев Ю.П.²

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск,

reshet@ispms.tsc.ru, sharkeev@ispms.tsc.ru

Развивается предложенная в [1,2] теория напряжения течения (НТ), в том числе, предела текучести, σ_y , поликристаллических (ПК) материалов при квазистатической пластической деформации (ПД) в зависимости от среднего размера кристаллитов (зерен), d , в диапазоне 10^{-8} м - 10^{-2} м. Зависимость основана на статистической модели распределения энергии каждого кристаллита в случае одномодального ПК материала по квазистационарным уровням при пластическом нагружении с наибольшим уровнем, равным энергии максимальной прямолинейной дислокации E_N , $N=d/b$ (при реализации наиболее вероятного ансамбля дислокаций с одним вектором Бюргерса, b) в рамках вакансионно-дислокационного механизма деформирования. Порция (квант) энергии, необходимая для перехода из одного состояния кристаллита в соседнее, равна энергии единичной дислокации, $\frac{1}{2}Gb^3$, соизмеримой с энергией активации атома в материале при диффузии.

Неравновесный процесс деформирования представлен в виде последовательности равновесных процессов, с учетом малости времени релаксации атомов кристаллической решетки зерна в новые устойчивые состояния в сравнении со значением минимального времени между актами ПД. На участках равновесности при накопленной ПД, ε , вероятности появления любого из возможных дефектов при элементарном акте ПД в момент времени, $t=\varepsilon/\dot{\varepsilon}$, распределены по Больцману, $P_n(\varepsilon) \sim A(\varepsilon) \exp\left\{-\frac{n}{2} Gb_\varepsilon^3 / NkT\right\}$, со значением вектора Бюргерса $b_\varepsilon = b(1 + \varepsilon)$.

Распределение скалярной плотности дислокаций в каждом кристаллите, во-первых, приводит к НТ $\sigma(\varepsilon)$ согласно механизму деформационного упрочнения Тейлора, содержащему нормальный [3] и аномальный соотношения Холла-Петча соответственно для крупно- и нанокристаллических зерен. Во-вторых, $\sigma(\varepsilon)$ имеет максимум для напряжения течения при экстремальном зерне среднего размера d_0 :

$$d_0(\varepsilon, T) = b \frac{Gb^3(1+\varepsilon)^3}{2 \cdot 1,59363 \cdot kT}, \quad d_0 \sim 10^{-8} - 10^{-7} \text{ м}, \quad (1)$$

который смещается в область более крупных зерен с уменьшением T и увеличением ε . В рамках предложенной статистической теории НТ, достигнуты совпадения теоретических и экспериментальных данных для σ_y , d_0 для материалов с ОЦК (α -фаза Fe), ГЦК (Cu, Al, Ni) и ГПУ (α -Ti, Zr) (см. для α -Ti ВТ1-0 [4]) кристаллическими решетками при $T=300\text{K}$. Исследована температурная зависимость прочностных характеристик. Показано на примере Al, что σ_y с уменьшением T увеличивается при всех зернах, больших $3d_0$, затем уменьшается в НК области [2]. Построены деформационные кривые для кристаллической фазы α -Fe с учетом условия разрушения Бэ-кофена-Консидера.

Однофазная модель ПК материала расширена за счет включения разупрочняющей зерно-границной фазы до двухфазной с интегральным НТ [2]:

$$\sigma_\Sigma(\varepsilon) = \left(1 - n \frac{b}{d}\right) \sigma_C(\varepsilon) + (n - m) \frac{b}{d} \sigma_{CB}(\varepsilon, d_{CB}) - m \frac{b}{d} \sigma_P(\varepsilon, d_P), \quad m \leq n \quad (2)$$

$$\sigma_C(\varepsilon, d) = \sigma(\varepsilon) = \sigma_0(\varepsilon) + am \frac{Gb}{d} \sqrt{\frac{\varepsilon \sqrt{2}}{\pi} m_0 \varepsilon M(0)} \left(e^{M(\varepsilon) \frac{b}{d}} - 1 \right)^{-\frac{1}{3}}, \quad M(\varepsilon) = Gb_\varepsilon^3 / 2kT$$

Работа выполнена в рамках Программы фундаментальных исследований РАН на 2013-2020гг.

1. А.А.Решетняк, Послана в Изв. вузов. Физика (2018). Arxiv:1803.08247[cond-mat.mtr-sci] (on English).
2. А.А.Решетняк, Послана в Изв. вузов. Физика (2018). Arxiv:1805.08623[cond-mat.mtr-sci] (on English).
3. E.O. Hall. Proc. Roy. Soc. В **64**, 474 (1951); N.J. Petch. J. Iron Steel Inst. 174, 25 (1953).
4. И.А. Курзина, А.Ю. Ерошенко., Ю.П. Шаркеев и др., *Материаловедение*. №5. 49 (2010).

GENERALIZED SUSCEPTIBILITY OF A SCREW DISLOCATION NEAR STRUCTURAL PHASE TRANSITION POINT

Dezhin V.V.¹, Nechaev V.N.²

¹*Voronezh State Technical University, Voronezh, Russian Federation*

²*Air Force Academy, Voronezh, Russian Federation*

viktor.dezhin@mail.ru

The vibrations of a screw dislocation in the vicinity of a structural phase transition are considered. This transition, according to the Landau theory [1], was described by the order parameter η . The presence of dislocations leads to the appearance of an additive $\eta_1(\mathbf{r}, t)$ to the thermodynamically equilibrium value of the order parameter η_s , which depends on the radius vector \mathbf{r} and time t . Earlier bending vibrations edge and screw dislocations in crystals with a soft mode, arising under the influence of external factors in the works of authors [2, 3] are studied. In the present work, in contrast to [3] bending oscillations screw dislocation in the arbitrary slip plane are investigated. In the linear approximation from the dislocation displacement the equation of a screw dislocation bending vibrations is obtain

$$f_{\perp}(q_z, \omega) = \alpha_D^{-1}(q_z, \omega)u(q_z, \omega),$$

where $f_{\perp}(\mathbf{q}, \omega)$ and $u(\mathbf{q}, \omega)$ are the Fourier transforms of the Peach-Koehler force projection on the slip plane and the dislocation displacement, $\alpha_D(q_z, \omega)$ is the generalized susceptibility of the screw dislocation near the structural phase transition point, which is found by formula

$$\alpha_D^{-1}(q_z, \omega) = \frac{\mu b^2}{4\pi} \int q_{\perp} dq_{\perp} \left\{ -\frac{(n_y^2 - n_x^2)q_{\perp}^2 - 2\omega^2/c_t^2}{q^2 - \omega^2/c_t^2} + n_y^2 - n_x^2 + \right. \\ \left. + \frac{2(n_x^2 - n_y^2)q_{\perp}^2 q_z^2 (1 + 2(1 + \nu)\mu g^2 \eta_s^2 \chi)}{(1 - \nu)(q^2 - \omega^2/c_t^2)(q^2 - \omega^2/c_l^2) - 4(1 + \nu)\mu g^2 \eta_s^2 \chi (q^2 - \omega^2/c_t^2)^2} \right\}.$$

Here \mathbf{q} is the wave vector, $q_{\perp} = \sqrt{q_x^2 + q_y^2}$, ω is the frequency, μ is the shear modulus, $\mathbf{b} = (0, 0, b)$ is the Burgers vector, $\mathbf{n} = (n_x, n_y, 0)$ is the unit vector of the normal to the slip plane, c_t and c_l are the velocities of transverse and longitudinal sound waves, ν is the Poisson's ratio, g is the constant striction coefficient, $\chi(\mathbf{q}, \omega)$ is the Fourier transform of the order parameter response function to the hydrostatic pressure. In the case of natural vibrations of dislocation $\alpha_D^{-1}(q_z, \omega) = 0$ should be assumed. From this equation, the eigenfrequencies of bending dislocation oscillations in the vicinity of the structural phase transition and their damping, the effect of the interaction of an elastic field with a soft mode on the effective mass and the effective rigidity of a dislocation can be established.

1. Landau L.D., Lifshitz E.M.. Course of Theoretical Physics. V. 5. Statistical Physics. Part 1. Oxford: Butterworth-Heinemann, 1980.
2. Dezhin V.V., Nechaev V.N., Roshchupkin A.M. // Z. für Kristallographie. 1990. V. 193. P. 175-197.
3. Nechaev V.N., Dezhin V.V. // Tambov University Report. Ser.: Natur. and Tech. Sci. 2016. V. 21. P. 1188-1190 (in Russian).

GENERALIZED SUSCEPTIBILITY OF A MIXED DISLOCATION NEAR THE STRUCTURAL PHASE TRANSITION POINT

Dezhin V.V.¹, Nechaev V.N.²

¹*Voronezh State Technical University, Voronezh, Russian Federation*

²*Air Force Academy, Voronezh, Russian Federation*

viktor.dezhin@mail.ru

Mixed dislocation lying along the axis Oz of the vector tangent to the dislocation line $\tau = (0, 0, -1)$, the Burgers vector $\mathbf{b} = (b_x, 0, b_z)$ and the vector normal to the slip plane of the dislocation $\mathbf{n} = (0, 1, 0)$ is considered. Small vibrations of the dislocation near the equilibrium position are limited. Earlier bending vibrations edge and screw dislocations in crystals with a soft mode, arising under the influence of external factors in the works of authors [1, 2] are studied. Structural phase transition, according to the Landau theory [3], was described by the order parameter η . In the linear approximation from the dislocation displacement the equation of a mixed dislocation bending vibrations is obtain

$$f_{\perp}(q_z, \omega) = \alpha_D^{-1}(q_z, \omega)u(q_z, \omega),$$

where $f_{\perp}(\mathbf{q}, \omega)$ and $u(\mathbf{q}, \omega)$ are the Fourier transforms of the Peach-Koehler force projection on the slip plane and the dislocation displacement, $\alpha_D(q_z, \omega)$ is the generalized susceptibility of the mixed dislocation near the structural phase transition point, which is found by formula

$$\begin{aligned} \alpha_D^{-1}(q_z, \omega) = & -\frac{\mu}{2\pi} \int q_{\perp} dq_{\perp} \left\{ \left(\frac{1}{1-\nu} + 2\frac{1+\nu}{1-\nu} \mu g^2 \eta_s \chi \right) \times \right. \\ & \times \frac{b_x^2 q_{\perp}^4 / 4 + b_z^2 q_z^2 q_{\perp}^2}{\left(q^2 - \omega^2 / c_t^2 \right) \left(q^2 - \omega^2 / c_l^2 \right) - 4\mu \frac{1+\nu}{1-\nu} g^2 \eta_s^2 \left(q^2 - \omega^2 / c_t^2 \right)^2 \chi} - \\ & - \left. \left(\frac{1}{1-\nu} + 2\frac{1+\nu}{1-\nu} \mu g^2 \eta_s \chi \right) \Big|_{q_z=0, \omega=0} \frac{b_x^2 / 4}{1 - 4\mu \frac{1+\nu}{1-\nu} g^2 \eta_s^2 \chi \Big|_{q_z=0, \omega=0}} + \right. \\ & \left. + \frac{b_x^2 q_{\perp}^2 / 2 + b_z^2 q_z^2 - b^2 \omega^2 / c_t^2 - b_x^2 / 2}{q^2 - \omega^2 / c_t^2} \right\}. \end{aligned}$$

Here \mathbf{q} is the wave vector, $q_{\perp}^2 = q_x^2 + q_y^2$, ω is the frequency, μ is the shear modulus, ν is the Poisson's ratio, g is the constant striction coefficient, η_s is equilibrium value of the order parameter, $\chi(\mathbf{q}, \omega)$ is the Fourier transform of the order parameter response function to the hydrostatic pressure, c_t and c_l are the velocities of transverse and longitudinal sound waves.

1. Dezhin V.V., Nechaev V.N., Roshchupkin A.M. // *Z. für Kristallographie*. 1990. V. 193. P. 175-197.
2. Nechaev V.N., Dezhin V.V. // *Tambov University Report. Ser.: Natur. and Tech. Sci.* 2016. V. 21. P. 1188-1190 (in Russian).
3. Landau L.D., Lifshitz E.M.. *Course of Theoretical Physics. V. 5. Statistical Physics. Part 1.* Oxford: Butterworth-Heinemann, 1980.

GENERALIZED SUSCEPTIBILITY OF A MIXED DISLOCATION IN A FERROELECTRICS NEAR PHASE TRANSITION POINT

Dezhin V.V.¹, Nechaev V.N.²

¹*Voronezh State Technical University, Voronezh, Russian Federation*

²*Air Force Academy, Voronezh, Russian Federation*

viktor.dezhin@mail.ru

The small bending vibrations of a mixed dislocation in a ferroelectric crystal near the phase transition point similar to those of edge and screw dislocations [1, 2] are investigated. Ferroactive axis coincides with a coordinate axis Oz : $\mathbf{P} = (0, 0, P)$, along the same axis equilibrium position of the dislocation line: $\boldsymbol{\tau} = (0, 0, -1)$ with the Burgers vector $\mathbf{b} = (b_x, 0, b_z)$ is located. Inverse generalized susceptibility is found

$$\begin{aligned} \alpha_D^{-1}(k_z, \omega) = & \frac{\mu}{2\pi} \frac{1+\nu}{1-\nu} \int k_{\perp} dk_{\perp} \left\{ \frac{\mu}{4} P_0^2 g_2 \chi b_x^2 k_{\perp}^4 \left[(3g_1 + g_2) \frac{\omega^2}{c_t^2} - 4g_1 k^2 - 2g_2 k_{\perp}^2 \right] \times \right. \\ & \times \left(k^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right)^{-1} \left(k^2 - \frac{\omega^2}{c_l^2} \right)^{-1} \left[\left(k^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) - \mu g_2 (g_1 - g_2) P_0^2 \chi \left(\frac{2g_1}{g_1 - g_2} k_{\perp}^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) \right]^{-1} + \\ & + \frac{\mu}{2} \frac{b_x^2}{b_x} \frac{P_0^2 \left[g_1^2 - \frac{\nu}{1+\nu} g_2 (g_1 + g_2) \right] \chi|_{k_z=0, \omega=0}}{1 - 2\mu g_1 g_2 P_0^2 \chi|_{k_z=0, \omega=0}} - \frac{1}{4(1+\nu)} \frac{b_x^2 k_{\perp}^4 + 4b_z^2 k_z^2 k_{\perp}^2}{(k^2 - \omega^2/c_l^2)(k^2 - \omega^2/c_t^2)} + \\ & + \frac{b_x^2}{4(1+\nu)} - \frac{\mu}{2} P_0^2 \chi [(g_1 + g_2) b_x^2 k_{\perp}^4 + g_1 b_z^2 k_z^2 k_{\perp}^2] \left[g_1 \left(k^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) + \frac{g_2}{1+\nu} \left(k_{\perp}^2 - \frac{\omega^2}{2c_t^2} \right) \right] \times \\ & \times \left(k^2 - 2\frac{\omega^2}{c_t^2} \right)^{-1} \left(k^2 - \frac{\omega^2}{c_l^2} \right)^{-1} \left[\left(k^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) - \mu g_2 (g_1 - g_2) P_0^2 \chi \left(\frac{2g_1}{g_1 - g_2} k_{\perp}^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) \right]^{-1} + \\ & + \frac{1-\nu}{1+\nu} \frac{b^2 \omega^2 / c_t^2 - b_x^2 k_z^2 - b_z^2 k_{\perp}^2 / 2}{(k^2 - \omega^2 / c_t^2)} + \frac{1-\nu}{1+\nu} \frac{b_z^2}{2} + \frac{1-\nu}{1+\nu} g_2 P_0 \chi b_x^2 k_{\perp}^2 \left(k^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right)^{-1} \times \\ & \left. \times \left[\left(k^2 - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) - \mu g_2 (g_1 - g_2) P_0^2 \chi \left(\frac{2g_1 k_{\perp}^2}{g_1 - g_2} - \frac{\omega^2}{c_t^2} \right) \right]^{-1} - \frac{1-\nu}{k_{\perp}^2} \frac{b_x^2 g_2 P_0 \chi|_{k_z=0, \omega=0}}{1 - 2\mu g_1 g_2 P_0^2 \chi|_{k_z=0, \omega=0}} \right\}, \end{aligned}$$

where \mathbf{k} is the wave vector, $k_{\perp}^2 = k_x^2 + k_y^2$, ω is oscillation frequency, μ is shear modulus of the crystal, ν is Poisson's ratio, c_t и c_l are the transverse and longitudinal sound velocities, g_1 and g_2 are striction coefficients, $\chi(\mathbf{k}, \omega)$ is susceptibility of a ferroelectric crystal, P_0 is polarization equilibrium value in a homogeneous crystal.

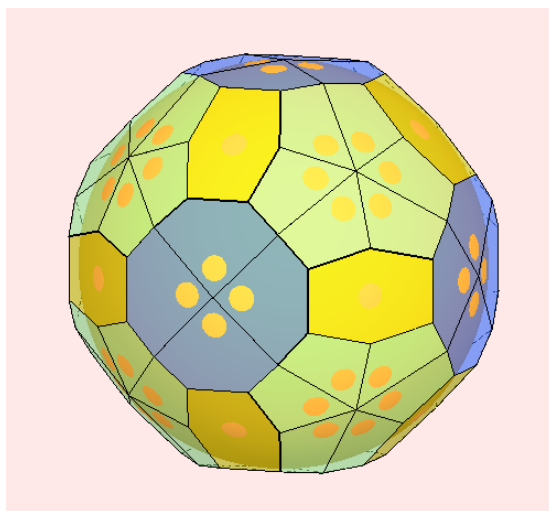
1. Dezhin V.V., Nechaev V.N., Roshchupkin A.M. // Z. für Kristallographie. 1990. V. 193. P. 175-197.
2. Dezhin V.V. // J. Phys.: Conf. Ser. 2017. V. 936. 012096.

ФАЗЫ ФРАНКА–КАСПЕРА И АППРОКСИМАНТЫ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ: СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ В МОДЕЛИ ЮМ-РОЗЕРИ

Дегтярева В.Ф., Афоникова Н.С.

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

Сложные интерметаллиды с тетраэдрической упаковкой атомов известны как фазы Франка – Каспера с большими элементарными ячейками с числом атомов более ста и более тысячи. Основными факторами образования и стабильности таких фаз является отношение атомных размеров и числа валентных электронов на атом. Электронный вклад является определяющим для устойчивости фаз Юм-Розери. Значение вклада электронной энергии анализируется в рамках модели взаимодействия сферы Ферми и зоны Бриллюэна [1] на нескольких типичных примерах: Cu_4Cd_3 , $\text{Mg}_{20}\text{Al}_{45}$ с числом атомов в ячейке более тысячи и икосаэдрических аппроксимантов квазикристаллов с числом атомов в ячейке от 146 до 168. Наш анализ показывает, что для минимизации энергии кристаллической структуры является значимым, чтобы сфера Ферми находилась в контакте с зоной Бриллюэна, отвечающей сильным дифракционным пикам [2]. Важен вклад зон, которые либо вписываются в сферу Ферми, либо описываются сферой Ферми, создавая контакты с гранями, ребрами и вершинами. Характерным примером является конфигурация сферы Ферми и зоны Бриллюэна для аппроксиманта квазикристалла $\text{Al}_{30}\text{Mg}_{40}\text{Zn}_{30}$ – *cI162* для плоскостей (543), (710), (550). Общее число граней – 84. Заполнение зоны Бриллюэна электронными состояниями ~95%.



Работа выполнена при финансовой поддержке программы РАН «Материя при высоких давлениях»

1. Дегтярева В.Ф., Простые металлы при высоком давлении. Модель взаимодействия сферы Ферми и зоны Бриллюэна, *УФН* **174**, (2006) 383-402.
2. Degtyareva V.F., Afonikova N.S. "Structurally Complex Frank–Kasper Phases and Quasicrystal Approximants: Electronic Origin of Stability" *Crystals* **7** (2017) 359

МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА СПЕКАНИЕМ И СВС

Байгонакова Г.А., Ясенчук Ю.Ф., Марченко Е.С., Гюнтер В.Э., Ходоренко В.Н.

Томский государственный университет, Томск, Россия

gat27@mail.ru

Механическое и электрохимическое поведение пористых сплавов TiNi позволяют им достигать более высокой биомеханической и биохимической совместимости с живыми тканями в сравнении с титановыми сплавами.

Методами реакционного спекания и синтеза горением были получены пористые сплавы TiNi. Методами SEM и оптической микроскопии с применением focus stacking optical dark-field images проведено сравнение поверхности сплавов.

Обнаружены отличия в морфологии и фазовом составе поверхности сплавов, обусловленные методом получения сплавов. На поверхности пористого сплава полученного горением присутствуют многочисленные неметаллические сферические выделения, расположенные, как одиночно, так и в виде скоплений. Выделения являются хрупкими, визуальнo имеют не металлический цвет и внутреннюю огранку, покрыты полупрозрачным блестящим слоем, вид которого не совпадает с внешним видом металлической матрицы обоих сплавов, а также поверхностью спеченного пористого сплава (рис. 1).

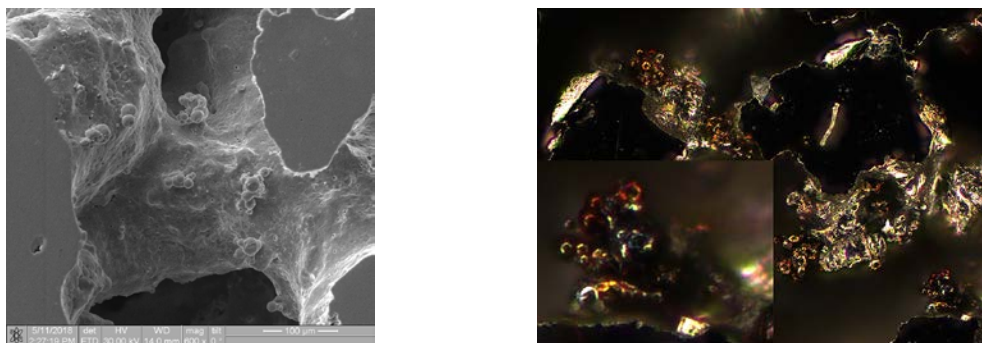


Рис. 1. Внешний вид поверхности сплава NiTi полученного реакционным синтезом горением: *a* – SEM; *b* – focus stacking optical dark-field images (106 images)

Учитывая ранее проведенное исследования поверхности пористого сплава TiNi при помощи ТЕМ [1] мы предполагаем, что блестящий поверхностный слой является интерметаллическим оксикарбонитридом, который сформировался в результате хемосорбции реакционных газов поверхностным перитектическим расплавом. Сферические выделения, вероятно, являются следствием конденсации интерметаллической оксикарбонитридной фазы на стеклокерамических включениях, в большом количестве присутствующих в зернограничном расплаве. Селективная кристаллизация нанокристаллических интерметаллических и стеклокерамических фаз является характерной чертой реакционного синтеза горением и неоднократно отмечена в литературе [2]. Рост хрупкой стеклокерамической фазы при каталитическом участии легкоплавкой эвтектики, также хорошо известен [2,3].

1. Crystallization Features of Porous TiNi Made by SHS. Yu.F. Yasenчук Yu., N.V. Artyuhova, K.V. Almaeva, A.S. Garin, V.A. Novikov, V.E. Gunther. Pages 80-87, <http://doi.org/10.18502/kms.v2i1.783>
2. Rogachev AS, Mukasyan AS. Combustion for materials synthesis. New York, NY: CRC Press/Tay-lor & Francis; 2015 p. 44 – 204.
3. Givargizov EI. Fundamental aspects of VLS growth. J Cryst Growth 1975;31:20 – 30.

КОЭФФИЦИЕНТ ПУАССОНА МОНОКРИСТАЛЛОВ TiNi–TiFe

Муслев С.А. ¹, Лисовенко Д.С. ²

¹МГМСУ им. А.И. Евдокимова, Москва, Россия

²Институт проблем механики им. А.Ю. Иилинского РАН, Moscow, Russia
muslov@mail.ru

При переходах сдвигового типа, каковыми являются мартенситные превращения в металлах и сплавах, особое значение имеет изучение факторов анизотропии упругих параметров: модулей, постоянных, а также коэффициента Пуассона μ поперечной деформации. В данной работе исследован коэффициент Пуассона монокристаллов бинарных сплавов системы TiNi–TiFe, постепенно теряющих устойчивость сначала к одному B2-R, а затем и двум мартенситным превращениям B2–R–B19'. Рассчитаны экстремальные значения μ и построены изоповерхности коэффициента Пуассона сплавов.

Отмечена высокая степень корреляции между минимальным μ_{\min} , максимальным μ_{\max} значениями коэффициента Пуассона и параметром анизотропии кубических кристаллов $A=c_{44}/C'=2c_{44}/(c_{11}-c_{12})$, а также между ними и составом монокристаллов сплавов $Ti_{50}Ni_{50-x}Fe_x$ (содержанием в них железа x) (рис. 1). Предложена и построена диаграмма $A'-\mu_0$, где $A'=s/s_{11}$ – фактор анизотропии, $s=s_{11}-s_{12}-s_{44}/2$, $\mu_0=\mu_{100,001}=-s_{12}/s_{11}$, c_{ij} и s_{ij} – упругие постоянные и коэффициенты податливости решетки. Показано, что по мере приближения сплавов по составу к сплавам с мартенситными превращениями экстремальные значения коэффициента Пуассона почти монотонно изменяются, а точки (A' , μ_0) стремятся к верхнему правому углу диаграммы $A'-\mu_0$ ($A'=1$, $\mu_0=0,5$) (рис. 2), что типично для сплавов с аллотропными превращениями. Т.о., положение точек (A' , μ_0) на соответствующей диаграмме может служить прогностическим фактором стабильности/нестабильности B2 соединений на основе титана к фазовым переходам (наравне с размягчением упругих постоянных и особенностями фононного спектра).

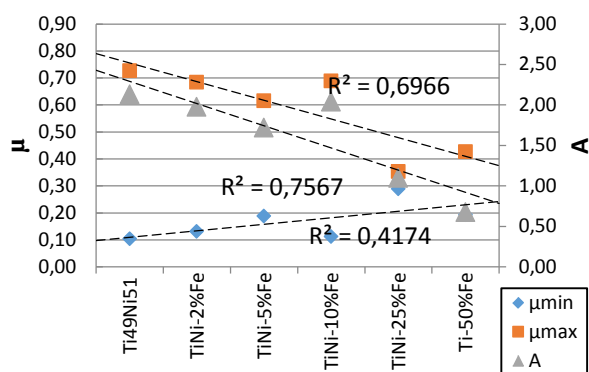


Рис. 1.

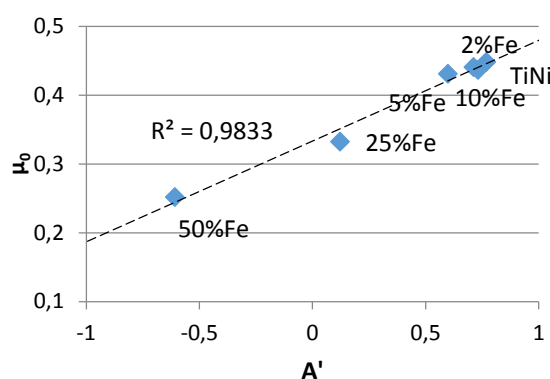


Рис. 2.

Экстремальные значения коэффициентов Пуассона, определенные по упругим константам монокристаллов по формулам [1], составили:

	Ti ₄₉ Ni ₅₁	Ti ₅₀ Ni ₄₈ Fe ₂	Ti ₅₀ Ni ₄₅ Fe ₅	Ti ₅₀ Ni ₄₀ Fe ₁₀	Ti ₅₀ Ni ₂₅ Fe ₂₅	Ti ₅₀ Fe ₅₀
μ_{\min}	0,10	0,13	0,19	0,11	0,29	0,19
μ_{\max}	0,73	0,68	0,62	0,69	0,35	0,43

Как видно из таблицы экстремальные значения коэффициента Пуассона положительны, что позволяет отнести исследованные кристаллы к неауксетикам.

ОЦЕНКА ЧИСЛЕННЫХ ЗНАЧЕНИЙ СИЛОВЫХ ПОСТОЯННЫХ МЕЖАТОМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В TiNi И TiNiFe

Муслев С.А.

МГМСУ им. А.И. Евдокимова, Москва, Россия

muslov@mail.ru

Силовые постоянные межатомного взаимодействия в твердых телах имеют важное значение и в практическом, и теоретическом плане, так как от них зависит упругость, твердость, теплоемкость тел и динамика кристаллической решетки [1].

На основании собственных [2, 3] и литературных данных в концепции аксиально-симметричных сил использованы соотношения между упругими постоянными c_{11} , c_{12} , c_{44} и силовыми постоянными “связь растягивающими” (A_1 , A_2) и “связь сгибающими” (B_1 , B_2) [6] для ОЦК металлов:

$$\begin{cases} ac_{11} = \frac{2}{3}A_1 + 2A_2 + 2B_1 + 2B_2; & ac_{44} = \frac{2}{3}A_1 + 2B_1 + 2B_2; \\ ac_{12} = \frac{2}{3}A_1 - 2B_1 - 2B_2; & 4\pi^2 \bar{m}v_T^2 = \frac{16}{3}(A_1 + 3B_1), \end{cases}$$

$a = 3,02$ нм – постоянная решетки, $\bar{m} = 8,85 \cdot 10^{-26}$ кг – “средняя” масса атома в сплавах на основе TiNi, v_T – частота поперечной фононной моды в направлении [100] на границе зоны. По данным [4] для сплава $Ti_{50}Ni_{50}$ $v_T = 4,40$ ТГц. Используя данные [5] для $Ti_{50}Ni_{47}Fe_3$ методом линейной экстраполяции на край зоны установлена энергия ТА [100] фононов $\hbar\omega = 32$ мэВ, что соответствует $v_T = 7,76$ ТГц.

Расчетные формулы применены в модели Де Лане для ОЦК структур, учитывающей взаимодействие атомов первых трех координационных сфер. С использованием этой методики получены следующие значения силовых постоянных (в Н/м) $Ti_{50}Ni_{50}$: $A_1 = 37,41$; $A_2 = 19,86$; $B_1 = -8,25$; $B_2 = 0,70$ и $Ti_{50}Ni_{47}Fe_3$: $A_1 = 37,41$; $A_2 = 19,86$; $B_1 = 0,68$; $B_2 = -8,23$, что несколько неожиданно (сплавы испытывают одну и ту же последовательность структурных фазовых переходов $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$) и требует дальнейшего осмысления. Возможно, группа силовых постоянных (B_1 , B_2) не оказывают влияния на варианты перестройки кристаллической структуры исходной B2 фазы при мартенситных превращениях и тип будущих мартенситных структур. Отметим также, что A_1 и A_2 не зависят от v_T .

Произведено сравнение полученных данных с результатами расчета 7 типов силовых постоянных ОЦК титана в расширенной CGW модели [7] (N/m):

$$\beta_1 = 36,53; \beta_2 = 10,00; \beta_3 = 3,05; \gamma_1 = -1,10; \gamma_2 = -3,14; \gamma_3 = 1,53; \gamma_5 = 0,74.$$

Для уточнения расчетов в рамках избранной модели необходимы полные экспериментальные данные о ТА [100] ветви фононного спектра TiNiFe.

1. Энхтор Л., Силонов В.М. РЭНСИТ. - 2015, Т. 7, № 1. - с. 68-86.
2. Кузнецов А.В., Муслев С.А., Лотков А.И., Хачин В.Н., Гришков В.Н., Пушин В. Г. Известия вузов, сер. Физика. - 1987, № 7. - с. 98-99.
3. Муслев С.А., Кузнецов А.В., Хачин В.Н., Лотков А.И., Пушин В. Г., Гришков В.Н. Известия вузов, сер. Физика. - 1987, № 8. - с. 104-105.
4. H. Tietz, M. Mullner, and B. Renker, J. Phys. C 17, L529 (1984).
5. Moine B., Allain J., Renker B. J. Phys. F.: Metal Phys. - 1984. - V. 14, N11. - p. 2517.
6. Khanna R.N., Rathore R.P.S. Nuovo cimento, 1979, 54B, (1): 171-184.
7. B.C. Clark, D.C. Gazis and R.F. Wallis, Phys. Rev. A, 134(1964) 1486.

МОДЕЛИ ОПИСАНИЯ ПРЯМЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

¹Скоромная С.Ф., ¹Николаенко А.А., ^{1,2}Ткаченко В.И.

¹Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
Харьков, Украина

²Харьковский национальный университет им. В.Н. Каразина, Харьков, Украина
tkachenko@kipt.kharkov.ua

Феноменологическая теория фазовых переходов (ФП) в кристаллических средах впервые предложена Ландау [1], которая основана на разложении термодинамических потенциалов в ряд по степеням ПП, что позволило описать изменение теплоемкости вблизи температуры фазового превращения. Связанные с изменением симметрии кристаллических решеток металлов и сплавов ФП наблюдаются также при термической обработке сталей. Так, например, в процессе охлаждения углеродистой стали, которая находится в γ - фазе и характеризуется как аустенит, происходит ее структурное преобразование, связанное с изменением симметрии кристаллической решетки. ГЦК симметрия γ - фазы переходит в новую, более прочную α - фазу с симметрией ОЦТ, именуемую мартенсит [2]. Такое ФП называется прямым мартенситного превращения (ПМП). Для описания ПМП металлов и сплавов на основе феноменологической теории Ландау в качестве ПП, как правило, используется деформация сдвига [3]. Однако, в некоторых случаях, такое разложение не описывает экспериментальные результаты, что авторами [4] трактуется как неправильный выбор ПП. Таким образом, проблема выбора ПП является достаточно сложной задачей из-за наличия широкого набора вида ПП (амплитуда смещения атомов, амплитуда волн зарядовой плотности, амплитуда стрикции и т.д.) [3].

Другой подход в описании ПМП заключается в использовании решение задачи кристаллизации вещества, которое впервые получено Колмогоровым [5], а в более общем виде трехмерного зарождения и роста новой фазы – Авраами [6]. В частности, в работе [6] указано, что доля преобразованного объема определяется выражением: $f = 1 - \exp(-Kt^n)$, где t – время кристаллизации, n, K – кинетические коэффициенты. Кстати, уравнение Авраами имеет универсальный вид, т.к. при $n = 4$ переходит в уравнение Колмогорова. Однако расчеты кинетики фазовых превращений, основанные на уравнениях Колмогорова-Авраами, также не всегда приводят к правильным результатам, так как в ходе ФП значение n дискретно меняется, зависит от содержания углерода и, возможно, температуры аустенитизации [7].

Описанные выше сложности выбора вида ПП и разногласия теоретического описания ПМП и экспериментальных данных требуют дальнейшего поиска теоретических моделей, которые более адекватно описывали ФП в металлах и сплавах.

В работе предложена основанная на физике индуцированных переходов модель описания ФП в кристаллических средах.

1. Ландау Л.Д. ЖЭТФ, 1937, Т. 7, С. 19 – 32. 2. Гуляев А.П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1986. – 544 с. 3. Коваль Ю.Н., Лободюк В.А. Деформационные и релаксационные явления при превращениях мартенситного типа. – К.: Наукова Думка, 2010, 288 с. 4. Эстрин Э.И. Устойчивость решетки и мартенситные превращения. Мартенситные превращения. – К.: Наук. думка, 1980, 29 с. 5. Колмогоров А.Н. Изв. АН СССР. Сер. матем, 1937, Т. 1, Вып 3, С. 355 – 359. 6. Кристиан Дж. Теория превращений в металлах и сплавах. Ч. 1, – М.: Мир, 1978, 806 с. 7. Мирзаев Д.А., Окишев К.Ю., Мирзаева К.Д. Известия Челябинского научного центра. Информатика и информационные системы, 2002, Вып. 4 (17), С. 21 – 30.

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВОК НА КУЗОВА БОЛЬШЕГРУЗНЫХ АВТОМОБИЛЕЙ И КОВШЕЙ ЭКСКАВАТОРОВ

Романов Д. А., Громов В. Е., Гаевой Е. А., Степиков М. А., Филяков А. Д.

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

Методами современного физического материаловедения выполнены исследования структуры, фазового состава, дефектной субструктуры, механических и трибологических свойств покрытий, наплавленных на низкоуглеродистую сталь электродуговым методом в различных режимах за один и два прохода порошковыми (Fe–C–Nb–Cr–W) и (Fe–C–Ni–B) проволоками различного химического состава и модифицированных электронно-пучковой обработкой.

Электродуговая наплавка (Fe–C–Cr–Nb–W) проволокой формирует независимо от количества проходов градиентную структуру, заключающуюся в закономерном изменении микротвердости, фазового состава и дефектной субструктуры модифицированного слоя материала. Микротвердость наплавленного слоя \sim в 2 раза превышает микротвердость металла основы; износостойкость наплавленного металла превышает износостойкость стали Хардокс 450 \approx в 140 раз, при снижении коэффициента трения \approx в 2–2,5 раза.

Повышенные физико-механические свойства наплавленного слоя обусловлены формированием многофазной субмикро- и наноразмерной структуры, упрочнение которой связано с наличием в мартенсите α -матрицы высокой объемной доли ($\approx 0,6$) включений карбидной фазы на основе железа, хрома, вольфрама и ниобия.

Наплавка, созданная Fe–C–Ni–B проволокой, формирует высокопрочный слой толщиной ≈ 7 мм с микротвердостью 10,5 – 12,5 ГПа при одном проходе и толщиной 10 мм с микротвердостью ≈ 15 ГПа при двойном, что в 2 и 3 раза, соответственно, выше микротвердости металла основы. Износостойкость наплавленного слоя \approx в 2 раза выше износостойкости исходной стали, а коэффициент трения в 2,2 раза ниже.

При наплавке за один проход (Fe–C–Ni–B) проволокой формируется эвтектика пластинчатого типа, содержащая субмикронные бориды состава Fe_2B , а при двойном наплавленном слое – FeB. Формирование закаленной ультрамелкой мартенситной структуры α -фазы, высокая скалярная плотность дислокаций ($\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$), наличие большого количества изгибных экстинкционных контуров дают дополнительный вклад в повышенные механические и трибологические свойства.

Электронно-пучковая обработка слоя наплавленного (Fe–C–Cr–Nb–W) проволокой, сопровождается: существенным уменьшением размеров зерен и частиц карбидных фаз, увеличением плотности включений карбидной фазы, изменением их морфологии. В совокупности это приводит к снижению коэффициента трения наплавленного слоя в зависимости от режима наплавки в 2–3 раза.

Модифицирование наплавленного (Fe–C–Ni–B) проволокой слоя импульсной электронно-пучковой обработкой выявило увеличение более чем в 20 раз износостойкости и снижение коэффициента трения в 4 раза по отношению к исходной стали. Основными фазами поверхности наплавки является ультрамелкая дисперсная мартенситная структура α -фазы, карбобориды железа $Fe_3(B_{0.7}C_{0.3})$ и борид железа состава FeB_2 .

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ и Кемеровской области в рамках научного проекта № 18-48-420001 p_a

ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫЕ НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Ag-CuO КОНТАКТОВ ПЕРЕКЛЮЧАТЕЛЕЙ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СЕТЕЙ

Романов Д. А., Московский С. В., Громов В. Е., Филяков А. Д., Гаевой Е. А.

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

Одной из составляющих национальной безопасности РФ до 2020 года (утверждена Указом Президента РФ от 12.05.2009 г. № 537) является обеспечение энергоэкологической безопасности. Повышение пожаробезопасности, надежности и экономичности электроустановок и, в частности, их электрических контактов является одним из приоритетных направлений обеспечения энергетической безопасности. Таким образом, разработка новых материалов для электрических контактов является важной проблемой. К перспективным методам формирования таких покрытий относится электровзрывное напыление импульсными многофазными плазменными струями. В связи с вышеизложенным проблема представляется актуальной.

Настоящая работа будет выполнена в рамках общего направления развития научных исследований и практических разработок – защиты поверхности путем напыления покрытий с использованием концентрированных потоков энергии. Целью работы является формирование электроэрозионностойких покрытий методом электровзрывного напыления и последующей электронно-пучковой обработки, изучение их структуры, фазового состава и свойств. Покрытия будут исследованы с помощью следующего оборудования: оптический микроскоп, растровый электронный микроскоп, просвечивающий электронный микроскоп, рентгеновский дифрактометр, оптический интерферометр. Будут проведены испытания покрытий на износостойкость и электроэрозионную стойкость, нанотвердость. В результате выполнения проекта будет установлена физическая природа формирования структуры и свойств электровзрывных электроэрозионностойких композиционных покрытий системы Ag–CuO после электронно-пучковой обработки. Полученные в настоящем проекте результаты послужат стимулом для дальнейших исследований в области электровзрывного напыления и электронно-пучковой обработки электроэрозионностойких покрытий.

В ходе выполнения программы будут выполнены следующие работы. Сформированы электровзрывные электроэрозионностойкие покрытия системы Ag–CuO на медных электрических контактах переключателей мощных электрических сетей различной номенклатуры. Проведено электронно-пучковое модифицирование в широком диапазоне параметров пучка (плотность энергии 10–40 Дж/см², длительность и количество импульсов воздействия 50–200 мкс и 1–50), позволяющих снизить степень шероховатости, повысить твердость, износостойкость, электроэрозионную стойкость, гомогенизировать объем электровзрывных электроэрозионностойких покрытий системы Ag-CuO на медных электрических контактах переключателей мощных электрических сетей различной номенклатуры. Методами электронной сканирующей и просвечивающей микроскопии, рентгенофазового анализа будут проведены исследования фазового и элементного состава, состояния дефектной субструктуры (тип, размер и морфология фаз, амплитуда внутренних полей напряжений, параметры дислокационной субструктуры) электроэрозионностойких покрытий, сформированных методом электровзрывного напыления и последующей электронно-пучковой обработки.

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 15-12-00010).

БИОИНЕРТНЫЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ ТИТАН-НИОБИЙ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ

Соснин К. В., Романов Д. А., Громов В. Е., Филяков А. Д., Гаевой Е. А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
k.sosnin@mail.ru

В настоящее время медицинские имплантаты активно используются для вживления в организм в роли протезов, либо в качестве идентификатора. Исследование физико-химических и морфологических свойств, структуры имплантатов является одной из приоритетных задач физики конденсированного состояния и медицинского материаловедения. Научная новизна научного исследования заключается в том, что предлагаемая к использованию электровзрывная обработка титанового сплава позволит сформировать на его поверхности биоинертные покрытия систем Ti–Nb и Ti–Zr. Это позволит кардинальным образом менять структурно-фазовое состояние титанового имплантата, создавать на его поверхности биоинертные наноструктурные покрытия с низким модулем упругости. В результате выполнения проекта будет разработана научно-инновационная продукция – титановый имплантат, защищённый электровзрывными покрытиями систем Ti–Nb и Ti–Zr. Разработанный имплантат будет иметь свойства, превосходящие используемые в настоящее время аналоги.

Путем выбора режимных параметров: поглощаемой плотности мощности и состава напыляемого покрытия можно добиваться оптимального сочетания структурных составляющих и свойств покрытия. Технология электровзрывного напыления покрытия различных систем успешно используется для упрочнения поверхности электрических контактов, штампов, деталей, работающих в условиях трения и т.д. Однако, в настоящее время в мировой литературе отсутствуют сведения о методах и подходах к формированию биоинертных покрытий систем Ti–Nb и Ti–Zr на медицинских имплантатах методом электровзрывного напыления. Рассматриваемый подход получения биоинертных покрытий систем Ti–Nb и Ti–Zr является экологически чистым (все процессы протекают в вакуумной камере установки).

Получение биоинертных покрытий систем Ti–Nb и Ti–Zr будет при помощи перспективной методики электровзрывного напыления. Будут выбраны такие режимы электровзрывного напыления, которые позволят получить минимальную степень шероховатости их поверхности, гомогенизацию и наноструктурирование, повысить износостойкость и получить модуль упругости, сопоставимый с костной тканью человека. Наноструктурирование (размер кристаллитов до 100 нм) поверхностного слоя толщиной в десятки микрометров будет осуществляться в условиях импульсного переплавления поверхности титановых имплантатов и покрытия с последующим высокоскоростным охлаждением путем отвода тепла в объем интегрально холодного образца - имплантата. Фундаментальная новизна будет обусловлена разработкой комплекса физико-математических моделей различных процессов, протекающих при формировании и эксплуатации покрытий. Успешное решение сформулированной в проекте фундаментальной задачи требует использования междисциплинарного подхода.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00075 мол_а.

СВОЙСТВА И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ X12MФ И 5XНМ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ

Романов Д. А., Громов В. Е., Филяков А. Д., Гаевой Е. А., Степиков М. А.

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

Электровзрывным методом на инструментальной штамповой стали X12MФ и 5XНМ сформирован модифицированный слой. Выполнены физико-механические (определены твердость и модуль Юнга) испытания. Выявлено увеличение микротвердости модифицированного слоя стали 5XНМ более чем в 2 раза и стали X12MФ в ≈ 4 раза по отношению к стали в исходном состоянии. Показано, что основными физическими причинами повышения механических свойств материала являются: в стали 5XНМ формирование закалочной структуры, упрочненной частицами карбида железа и карбида титана; в стали X12MФ – наличие частиц второй фазы, вносимых в материал при электровзрывном легировании.

Модифицирование стали 5XНМ способствует снижению в $\approx 1,2$ раза коэффициента износа (увеличение износостойкости) и увеличению (в $\approx 1,25$ раза) коэффициента трения. В стали X12MФ выявляется снижение в ≈ 50 раз коэффициента износа (увеличение износостойкости) и в $\approx 1,1$ раза коэффициента трения. Таким образом, выполненные испытания стали 5XНМ и X12MФ, модифицированных электровзрывным методом, выявили повышение микротвердости и износостойкости материала, что обусловлены, очевидно, изменением структуры и фазового состава модифицированного слоя стали.

Исследования модифицированного слоя стали 5XНМ, выполненные методами дифракционной электронной микроскопии, выявили закалочную структуру, представленную пластинчатым (двойниковым) и пакетным (реечным) мартенситом. В объеме кристаллов мартенсита обнаруживается дислокационная субструктура в виде многослойных сеток. Скалярная плотность дислокаций превышает значение 10^{10} см^{-2} , что характерно для закаленной стали. Исследование фазового состава модифицированного слоя стали выявили присутствие в кристаллах мартенсита частиц пластинчатой (игольчатой) формы, которые являются, очевидно, частицами карбида железа (цементит). Можно предположить, что частицы цементита сформировались в результате «самоотпуска» стали, т.е. отпуска, протекающего в процессе охлаждения стали ниже температуры начала мартенситного превращения. Наряду с частицами цементита в структуре модифицированного слоя стали 5XНМ обнаружены частицы, имеющие округлую форму и располагающиеся в структуре хаотически, либо формирующие небольшие (по 3-5 частиц) скопления. Размеры таких частиц изменяются в пределах от 25 нм до 40 нм. Можно предположить, что данные частицы были внесены в поверхностный слой стали при электровзрывном модифицировании и, следовательно, являются частицами карбида титана. Таким образом, модифицирование стали 5XНМ электровзрывным методом сопровождается формированием мартенситной структуры пакетной и пластинчатой морфологии.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол_а_дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ДИОКСИД ОЛОВА – СЕРЕБРО

Московский С. В., Романов Д. А., Громов В. Е., Филяков А. Д., Гаевой Е. А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
psk-svm@yandex.ru

По данным Международной Ассоциации «Интерэлектромаш» доля отказов в работе электрооборудования по причине выхода из строя контактного аппарата занимает первое место среди прочих неисправностей и составляет 26 %. Для восстановления работы контакт заменяют на новый. Для материалов электрических контактов характерно сочетание разнооб-разных и одновременно несовместимых требований.

Объектом исследований являлись медные контакты контактора КПВ-605, на контактных поверхностях которых электровзрывным методом было сформировано покрытие системы SnO₂-Ag. В качестве взрывающего токопроводящего материала была использована фольга серебра массой 250 мг, на поверхность которой в область взрыва помещалась навеска порошка SnO₂ массой 50 мг. Время воздействия плазмы на поверхность образца ~100 мкс, поглощаемая плотность мощности на оси струи ~5,5 ГВт/м², давление в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности ~12,5 МПа.

Слой меди, прилегающий к покрытию, имеет фрагментированную структуру, что может свидетельствовать о высоком уровне деформации поверхности образца при формировании покрытия. Формирующееся покрытие имеет нанокристаллическую структуру с размером кристаллитов, изменяющихся в пределах (20-40) нм. В результате выполненных таким образом исследований установлено, что анализируемое покрытие является многоэлементным материалом, основными металлическими элементами которого являются медь, серебро и олово.

Учитывая неравновесные условия превращений, имеющих место при электровзрывном формировании покрытия, и возможное присутствие одновременно нескольких фаз на исследуемом участке фольги, индицирование микроэлектроннограмм осуществляли путем определения фазовой принадлежности по отдельности каждого из пяти ближайших дифракционных колец. Индицирование микроэлектроннограммы выявило рефлексы следующих фаз: SnO₂, Ag₃Sn, Cu₁₀Sn₃, Cu₃Sn, Cu₆Sn₅, Ag₄Sn и CuO. Частицы оксида олова SnO₂ имеют округлую форму; размер частиц изменяются в пределах от 15 нм до 40 нм. Частицы соединений Ag₃Sn, Ag₄Sn и Cu₆Sn₅ являются сравнительно более крупными (20-50 нм) и часто формируют области размерами (80-120) нм. Методами электронной дифракционной микроскопии проведены исследования элементного и фазового состава, дефектной субструктуры и морфологии фаз покрытия, сформированного на поверхности образцов меди электровзрывным методом. Выявлено образование многоэлементного многофазного покрытия, имеющего нанокристаллическую структуру. Путем индицирования микроэлектроннограмм установлено, что основными фазами покрытия являются SnO₂, Ag₃Sn, Cu₁₀Sn₃, Cu₃Sn, Cu₆Sn₅, Ag₄Sn и CuO.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 16-32-60032 мол а дк и при финансовой поддержке Гранта Президента Российской Федерации для государственной поддержки молодых российских ученых – кандидатов наук МК-1118.2017.2.

ПРОЧНОСТЬ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ С МОЛИБДЕНОВОЙ МАТРИЦЕЙ В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР 20÷1400°С

Кийко В.М., Чумичев В.А., Абашкин С. А.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия
kiiko@issp.ac.ru

Изготовление оксидных волокон, отличающихся высокой прочностью и сопротивлением ползучести, методом внутренней кристаллизации (МВК) [1] позволяет использовать их в качестве армирующих компонентов композитных конструкционных материалов. Однако, при использовании их в материалах с хрупкой матрицей возникает проблема трещиностойкости композита. Одной из возможностей решения этой проблемы является разработка композитных волокон на основе сапфира Al_2O_3 и гексаалюмината кальция $CaAl_2O_9$, особенности поведения которых под нагрузкой обеспечивают увеличение трещиностойкости композитных структур в целом [2].

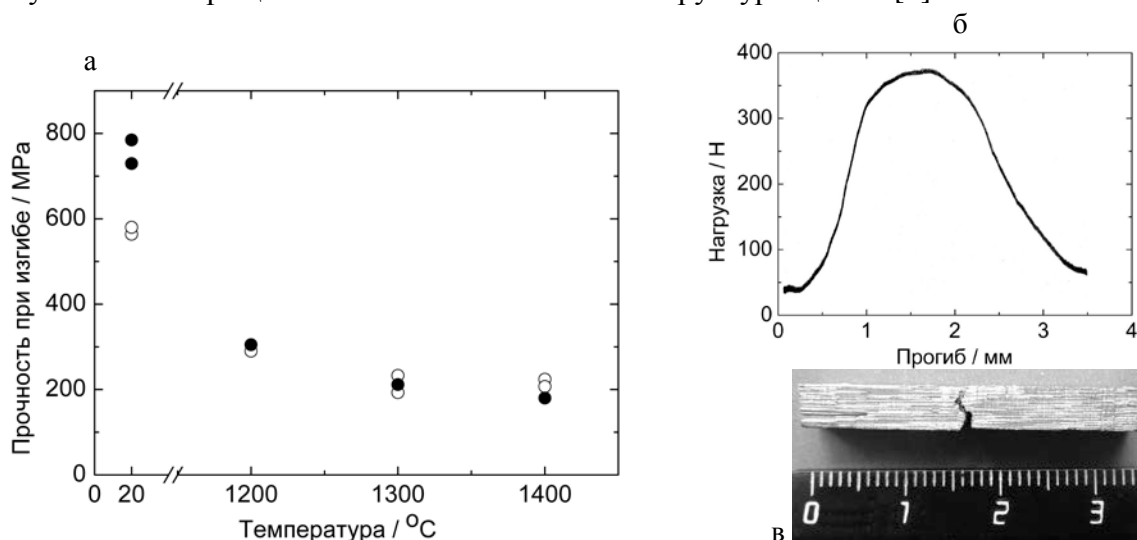


Рис.1. Результаты испытаний образцов двух исходных составов и условий кристаллизации: *a* – $(Al_2O_3 - 3.2\text{вес.}\%CaO)/Mo$, $V = 50$ мм/мин (черные точки на графике) и $(Al_2O_3 - 4.2\text{вес.}\%CaO)/Mo$, $V = 250$ мм/мин (светлые точки); *б* – пример зависимости прогиба образца от нагрузки при испытании при 1400°C , – представлен образец первого состава с размерами поперечного сечения $\sim 4 \times 6$ мм и базой испытаний 31 мм; *в* – вид указанного образца после испытаний. V – скорость вытягивания образцов при кристаллизации расплава оксидов в холодную зону

В работе получены и исследованы полумодельные волокнистые композиты с указанным волокнами и хрупкой молибденовой матрицей, полученной в технологическом процессе МВК в результате рекристаллизации молибдена. На рис. 1 представлен ряд результатов испытаний образцов таких композитов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-01136 А).

1. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. *Механика композитных материалов*, 1991, № 5, с. 898-908.
2. Sergei Mileiko, Andrew Kolchin, Vyacheslav Kiiko and Natalia Novokhatskaya. Composite Oxide Fibres Grown by Internal Crystallisation Method. *Fibers*, 2017, vol. 5, issue 4, 48, pp. 1-10.

ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИТОВ С $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaAl}_{12}\text{O}_{19}$ ВОЛОКНАМИ И ХРУПКОЙ МАТРИЦЕЙ

Кийко В.М., Милейко С.Т., Новохатская Н.И.

Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка Московской обл., Россия
kiiko@issp.ac.ru

Представлены результаты испытаний изгибом волокнистых композитов с оксидными волокнами и хрупкой молибденовой матрицей, полученной при технологической процедуре изготовления образцов с использованием метода внутренней кристаллизации [1]. Волокна, обеспечивающие достаточную трещиностойкость композитных структур, формировались из расплавов исходных смесей оксидов Al_2O_3 и CaO в различных пропорциях с различными условиями кристаллизации [2]. Испытания образцов проводились в широком диапазоне температур. Некоторые результаты испытаний приведены на рис. 1.

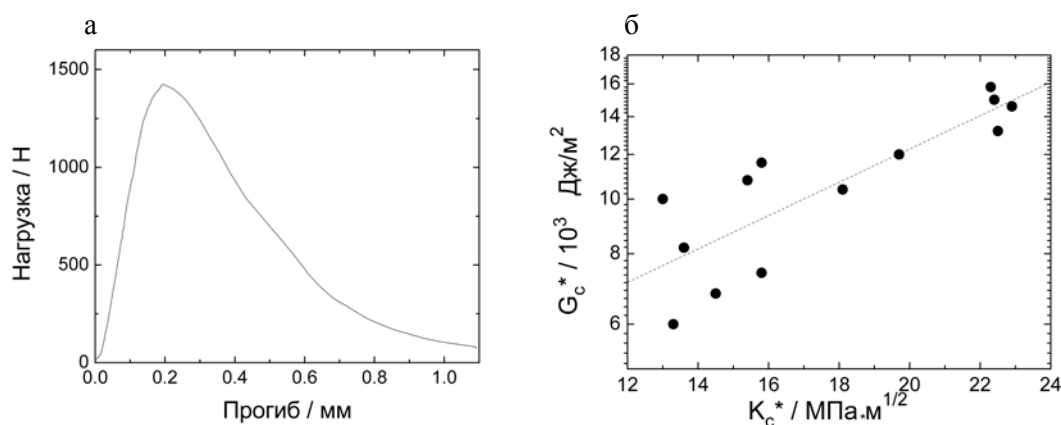


Рис.1. Результаты испытаний на трещиностойкость образцов с боковым надрезом при комнатной температуре: *a* – пример зависимости прогиба от нагрузки одного из образцов с исходным составом ($\text{Al}_2\text{O}_3 - 3.2\text{вес.}\% \text{CaO}$) / Мо и скоростью вытягивания образца 10 мм/мин в холодную зону при кристаллизации волокон из расплава; *б* – корреляция между величинами критических коэффициентов интенсивности напряжений K_c^* и величинами удельной работы G_c^* , затрачиваемой на образование трещины при разрушении образцов различных составов и условий кристаллизации волокон; пунктирная линия – интерполяция экспериментальных данных.

Величина K_c^* определялась по формулам, приведенным в работе [3], а удельная работа разрушения G_c^* вычислением отношения работы внешних сил («площади» под кривой, рис. 1а) к поперечному сечению разрушенного трещиной образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-03-01136 А).

1. С.Т. Милейко, В.И. Казьмин. Получение композитов методом внутренней кристаллизации. Механика композитных материалов, 1991, № 5, с. 898-908.
2. Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т. Композитные волокна для жаропрочных композитов с хрупкой матрицей. LIX Международная конференция «Актуальные проблемы прочности». Сборник материалов и конкурсных докладов, Тольятти, 5-8.9.2017, с. 127-128.
3. Брок Д. Основы механики разрушения. М: Высшая школа, 1980, 368 с.

ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ТЕПЛОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НАНОВКЛЮЧЕНИЯ ЖИДКОГО СВИНЦА НА ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИИ В АЛЮМИНИИ

Прокофьев С.И.¹, Йонсон Э.^{2,3}

¹ ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия,
prokof@issp.ac.ru

² Center for Quantum Devices, NBI,
University of Copenhagen, Denmark

³ Department of Wind Energy, Risø, DTU,
Roskilde, Denmark

С помощью ПЭМ в интервале температур от 320°C до 449°C в сплаве Al_{99,4}Pb_{0,6} исследовалось *in situ* тепловое движение 14 нм включения жидкого Pb, связанного с закрепленной на концах дислокацией в Al матрице. Температура во время эксперимента снижалась ступенчато. На каждой температурной ступени производилась видео запись наблюдений. С помощью покадровых измерений были получены точки траектории теплового движения включения, а также определялась средняя длина дислокации. С помощью анализа траектории была получена температурная зависимость среднего квадратичного поперечного смещения включения от линии дислокации. Она показывает, что выше температуры плавления Pb среднее квадратичное смещение включения уменьшается при повышении температуры, что можно связать только с увеличением линейного натяжения дислокации с ростом температуры, т.к. средний квадрат поперечного смещения включения обратно пропорционален линейному натяжению дислокации [1]. Как известно, линейное натяжение дислокации включает вклады энергий упругого поля дислокации и ядра дислокации. Как ожидается, при росте температуры объемная энергии упругого поля дислокации должна слабо уменьшаться из-за понижения упругих модулей. Поэтому, полученная температурная зависимость, по всей вероятности, определяется областью вблизи ядра дислокации. Действительно, смещения дислокации, связанные с осцилляциями включения, приводят к изменению энергии дислокации только в узкой области вблизи ее линии, где ядро дислокации вносит определяющий вклад в энергию. Поэтому можно предположить, что поведение эффективного линейного натяжения дислокации определяется зависимостью от температуры энергии области вблизи ядра дислокации. Возможной причиной увеличения энергии ядра дислокации с температурой может быть развитие извилистости линии дислокации вследствие интенсификации образования дефектов (двойных перегибов, ступеней) на линии на дислокации с ростом температуры [2], что должно приводить к росту эффективного линейного натяжения закрепленной дислокации.

1. E. Johnson, S. Prokofjev, V. Zhilin, U. Dahmen, Diffusional behaviour of nanoscale lead inclusions in crystalline aluminum, *Z. Metallk.* 2005, 96, 1171.
2. Дж. Хирт, И. Лоте, Теория дислокаций, М.: Атомиздат, 1972.

ОЦЕНКА ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В АЛЛОТРОПИЧЕСКИХ ФАЗАХ ЧИСТЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Прокофьев С. И.

ИФТТ РАН, Черноголовка, Россия,
prokof@issp.ac.ru

Зернограничное (ЗГ) поверхностное натяжение определяет энергетику различных процессов на границах зерен (ГЗ), а следовательно и их кинетику. Однако, из-за экспериментальных трудностей ЗГ поверхностное натяжение определено только для ограниченного числа материалов [1]. Поведение кинетических характеристик структуры ГЗ при высоких гомологических температурах показывает, что модель ГЗ с жидкоподобной структурой является хорошим приближением при рассмотрении большеугловых ГЗ в поликристаллах. Жидкоподобную ГЗ можно рассматривать как слой переохлажденного расплава внутри твердой матрицы [2]. Недавно были предложены эмпирические выражения, которые представляют усредненное поверхностное натяжение большеугловых границ зерен в чистых элементах как функцию их температуры плавления и молярного объема в твердом состоянии при температуре плавления [3,4]. В данной работе предложен метод, который дает возможность использовать соотношения, полученные ранее в работе [4], для оценки поверхностного натяжения большеугловых границ зерен в аллотропических фазах чистых элементов, не претерпевающих плавление, т.е. не граничащих с жидкой фазой. При оценке температурной зависимости поверхностного натяжения в аллотропических фазах не испытывающих плавления, вместо температуры плавления вещества и его молярного объема в твердом состоянии при температуре плавления использовались температура метастабильного плавления рассматриваемой аллотропической фазы и величина ее молярного объема при этой температуре. Температура метастабильного плавления определялась с помощью термодинамических данных для чистых элементов, приведенных в [5]. Из этой же работы в большинстве случаев брались температуры аллотропических превращений в чистых элементах. Величины молярного объема этих фаз при температуре метастабильного плавления оценивались на основе опубликованных температурных зависимостей их молярного объема или плотности экстраполяцией этих зависимостей к температуре метастабильного плавления данной фазы.

1. Murr L.E. *Interfacial phenomena in metals and alloys*. Addison-Wesley, 1975.
2. Мак-Лин Д. *Границы зерен в металлах*. Металлургиздат, 1960.
3. Прокофьев С.И. // *Изв. РАН. Сер. Физ.* 2016, 80, 796.
4. Prokofjev S.I. // *J. Mater. Sci.* 2017, 52, 4265.
5. Dinsdale A.T. // *CALPHAD* 1991, 15, 317.

РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ РАССЛАИВАНИИ ТВЕРДОГО РАСТВОРА Cr–W

Шишулин А.В., Федосеев В.Б.

ИМХ РАН им. Г.А. Разуваева, Нижний Новгород, Россия

Chichouline_Alex@live.ru

При рассмотрении фазовых превращений в системах малого объема необходимо принимать во внимание размерные эффекты. Под размерным эффектом подразумевается влияние размера системы на химический состав, относительный объем и термодинамическую устойчивость образующихся в системе фаз при неизменных термодинамических условиях и составе системы [1].

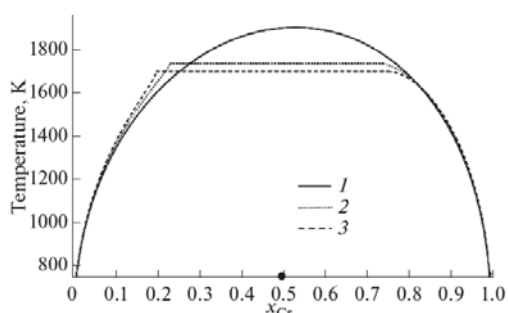


Рис. 1. Влияние размера частицы на фазовую диаграмму системы Cr–W

В докладе на основании термодинамического подхода продемонстрирован размерный эффект при раслаивании твердого раствора Cr–W на примере наночастиц эквимольного состава различного объема с геометрической конфигурацией *core-shell*. Показано, что для данной конфигурации возможны два термодинамически устойчивых гетерогенных состояния, отличающиеся тем, какой из сосуществующих твердых растворов находится в положении *core*-фазы. В системе макроскопического размера свободная энергия данных состояний одинакова, в системе же

нанометрового размера состояние с раствором на основе Cr в положении *core*, имеющее большую поверхностную энергию, является метастабильным. Равновесный фазовый состав системы определялся минимизацией функции Гиббса с учетом вклада энергии всех границ раздела. Фазовые диаграммы макросистемы и наносистемы в стабильном и метастабильном состояниях существенно различаются. На рис. 1 изображены фазовые диаграммы для макросистемы (1) и наночастиц диаметрами 70 нм (2) и 40 нм (3) в состоянии с раствором Cr в W в положении *core*-фазы. В обоих состояниях уменьшение размера частицы сопровождается понижением верхней критической температуры растворения (ВКТР) и изменению взаимной растворимости компонентов при температурах, сопоставимых с ВКТР. Для наночастиц с конфигурацией *core-shell* с раствором на основе W в положении *core* с уменьшением размера растет растворимость W в Cr и понижается растворимость Cr в W. Для конфигурации с *core*-фазой на основе Cr – наоборот.

Полученные результаты могут представлять интерес при получении новых материалов методами аддитивных технологий, выборе режимов последующей термической обработки и оценки стабильности физико-химических свойств различных наноматериалов в процессах их производства и эксплуатации.

Работа выполнена в рамках государственного задания 45.7 ИМХ РАН, а также при поддержке РФФИ (проект № 18-08-01356), РФФИ и Правительства Нижегородской области (проект № 18-43-520039).

1. А.В. Шишулин, В.Б. Федосеев // Неорганические материалы. 2018. 54(6). С. 574-578.

ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ В НАНОЧАСТИЦАХ ФРАКТАЛЬНОЙ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Pt–Au

Шишулин А.В., Федосеев В.Б.

ИМХ РАН им. Г.А. Разуваева, Нижний Новгород, Россия

[Chichouline Alex@live.ru](mailto:Chichouline_Alex@live.ru)

Развитие технологии наноматериалов и расширение области их применения требует систематических исследований физических и химических свойств наночастиц, а также фазовых превращений в системах нанометрового размера. Для таких систем характерен эффект формы – зависимость количества, состава и объема стабильных и метастабильных фаз от формы системы и ее внутренних границ раздела [1]. В общем случае наночастицы имеют сложную геометрическую конфигурацию и могут быть описаны методами фрактальной геометрии.

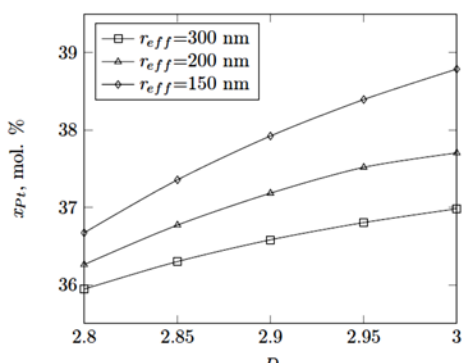


Рис. 1. Растворимость Pt в Au как функция эффективного радиуса и фрактальной размерности наночастицы

Методами равновесной химической термодинамики продемонстрировано влияние объема и формы наночастиц системы Pt–Au эквимольярного состава на фазовые превращения в них. Компоненты данной системы ограниченно растворимы в твердом состоянии. В качестве критерия равновесного фазового состава рассматривался минимум функции Гиббса системы с учетом энергетического вклада всех границ раздела. Предполагалось, что в наночастицах реализуется конфигурация типа *core-shell*, и показано, что в *core-shell*-структуре возможны два термодинамически устойчивых гетерогенных состояния, отличающиеся тем, какой из сосуществующих твердых растворов находится в положении *core*-фазы. В системе макроскопического размера данные состояния имеют одинаковую свободную энергию. В частицах нанометрового размера состояние с *core*-фазой на основе Au имеет большую поверхностную энергию и является метастабильным. Равновесные составы и объемы сосуществующих фаз в этих состояниях отличаются и зависят как от объема наночастицы, так и от ее формы. На рис. 1 показана зависимость растворимости Pt в Au от эффективного радиуса r_{eff} (радиуса сферы объема, равного объему частицы) и фрактальной размерности D наночастицы при $T=298.15$ К в состоянии с раствором на основе Pt в положении *core*-фазы.

Полученные результаты представляют интерес при прогнозировании зависимых от фазового состава свойств отдельных наночастиц и наноматериалов (электрических, термоэлектрических, каталитических и т.д.), а также при оптимизации процессов получения наноматериалов методами аддитивных технологий, последующей термической и термомеханической обработок.

Работа выполнена в рамках государственного задания 45.7 ИМХ РАН, а также при поддержке РФФИ (проект № 18-08-01356), РФФИ и Правительства Нижегородской области (проект № 18-43-520039).

1. В.Б. Федосеев, А.В. Шишулин // ФТТ. 2018. 60(7). С. 1382-1388.

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ $ZrO_2(CaO)-Al_2O_3$ К ГИДРОТЕРМАЛЬНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ

Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Тюрин А.И.,
Умрихин А.В., Овчинников П.Н.

ТГУ имени Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

aadmitr@yandex.ru

Циркониевая керамика и композиты на ее основе (в частности, $ZrO_2-Al_2O_3$) обладают уникальным комплексом механических свойств, химической стойкостью и биосовместимостью. Этим обусловлен широчайший спектр ее практических приложений в различных отраслях производства (от подшипников скольжения до хирургических инструментов и имплантатов). Одним из наиболее существенных недостатков циркониевой керамики является ее деградация в гидротермальных условиях. Повышению стойкости к низкотемпературной деградации способствует образование композитов. При этом, вводимая в основную матрицу добавка должна обеспечивать улучшение одних характеристик без ущерба для других. Рабочие характеристики композиционной керамики (механические свойства и их стойкость по отношению к гидротермальным воздействиям) зависят от соотношения концентраций компонентов композита, а также от широкого перечня технологических параметров ее синтеза. В связи с этим работа направлена на исследование зависимости структуры, фазового состава и комплекса механических свойств композиционной керамики $ZrO_2(CaO)-Al_2O_3$ (синтезируемой при низкотемпературном спекании), а также их деградации в гидротермальных условиях от концентрации корунда.

Показано, что в исследованном диапазоне концентраций корунда в композите ($0\% < C_{Al_2O_3} < 25\%$), основная доля ($\sim 96\%$) диоксида циркония находится в тетрагональной фазе. При $5\% < C_{Al_2O_3} < 25\%$ пористость композита не превышает 1% . Благодаря высокоинтенсивному помолу и сравнительно низкой температуре двухстадийного спекания ($T_1 = 1300\text{ }^\circ\text{C}$, $T_2 = 1200\text{ }^\circ\text{C}$), средний размер кристаллитов диоксида циркония $D_{ZrO_2} \approx 80$ нм. В совокупности это обеспечивает высокое соотношение микротвердости и вязкости разрушения [1]. Установлено, что в области малых концентраций корунда (при $C_{Al_2O_3} \approx 5\%$) микротвердость H , вязкость разрушения K_C и прочность на изгиб σ_C демонстрируют существенное увеличение своих значений. Показано, что «нетипичный» характер зависимостей $H(C_{Al_2O_3})$, $K_C(C_{Al_2O_3})$ и $\sigma_C(C_{Al_2O_3})$ (наличие максимумов) в области малых концентраций корунда обусловлен взаимно противоположным влиянием содержания Al_2O_3 в композите на вклады трансформационного и дисперсионного механизмов упрочнения.

Установлено, что использование CaO в качестве стабилизатора тетрагональной фазы ZrO_2 и снижение температуры спекания композиционной керамики $ZrO_2(CaO)-Al_2O_3$ обеспечивает не только снижение себестоимости при сохранении высокого соотношения микротвердости и вязкости разрушения, но и способствует повышению стойкости к деградации механических свойств синтезируемых композитов в гидротермальных условиях.

Исследования выполнены за счет гранта Российского научного фонда (проект № 16-19-10405). Результаты были получены на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием ТГУ имени Г.Р. Державина.

1. Дмитриевский А.А., Тюрин А.И., Жигачев А.О., Гусева Д.Г., Овчинников П.Н., // ПЖТФ. 2018. Т. 44. № 4. С. 25-33.

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ОСАДКИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМОДАФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРАХ

Смирнов М.О.¹, Чижик Т.А.¹, Золотов А.М.²

¹ПАО «Силовые машины»,
Санкт-Петербург, Россия

²Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого,
Санкт-Петербург, Россия
Smirnov_MO@mail.ru

Титановый сплав ВТ6 применяется в энергомашиностроении для изготовления одной из самых ответственных деталей паровых турбин большой мощности – рабочей лопатки последней ступени цилиндра низкого давления. На данные лопатки воздействуют высокие статические и циклические напряжения, при этом поверхность лопаток последних ступеней подвергается интенсивному эрозионному и коррозионному износу. По этой причине предъявляются высокие требования к структурному состоянию лопаток, которое определяет механические свойства и эксплуатационные характеристики детали.

Штамповка и термическая обработка являются структурообразующими операциями, они определяют уровень и стабильность свойств турбинных лопаток.

Работа направлена на исследование термодиформационных параметров процесса штамповки заготовок турбинных лопаток из титанового сплава ВТ6.

Выполнена осадка образцов Ø10x15 мм при четырех степенях деформации (от 0,05 до 0,5) и трех температурах испытаний. Исходный материал – прутковая заготовка Ø200x220 мм с содержанием основных легирующих элементов – V-4,85 вес.%, Al-6,48 вес.%. Пруток прошел все стадии обработки по технологии изготовления заготовок под штамповку лопаток из сплава ВТ6. Структура прутка имеет равномерную по сечению глобулярно-пластинчатую структуру благодаря ковке титанового слитка по режиму двойной всестороннейковки в различных областях с уковом не менее 3,5.

Испытанные образцы были разрезаны в средней плоскости вдоль оси цилиндра методом электроэрозионной резки, после чего выполнен микроструктурный анализ. Построены диаграммы рекристаллизации титанового сплава ВТ6 по среднему диаметру зерна и количественному содержанию α и β фаз.

Показано изменение параметров микроструктуры в зависимости от обработки. Зафиксировано отсутствие характерного роста зерна титанового сплава ВТ6 в имеющемся исходном состоянии при критических степенях деформации (0,05).

Полученные диаграммы рекристаллизации использованы для последующего прогнозирования структуры по результатам математического моделирования процесса штамповки (распределения температурных полей и степени деформации по всему сечению заготовки).

ПОЛИСИНТЕТИЧЕСКОЕ ДВОЙНИКОВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ И НАУЧНАЯ ЗНАЧИМОСТЬ ЕГО КЛАССИФИКАЦИИ

Остриков О.М.

*УО «Гомельский государственный технический университет
имени П.О. Сухого», Гомель*
omostrikov@mail.ru

В деформируемых кристаллах механические двойники, как правило, образуются группами. Часто группы таких двойников параллельны. Аналогичная ситуация наблюдается и в случае бездиффузионных фазовых превращений, когда чередуются параллельные мартенситные и аустенитные прослойки. В [1] на странице 115 приведен пример такого полисинтетического двойника в титанате бария. При этом в той же работе [1] на странице 73 дается определение механических полисинтетических двойников в материалах, не обладающих памятью формы: «... полисинтетические двойники представляют собой чередование слоев (пластинок) нормального кристалла кальцита и двойниковых прослоек, решетка внутри которых закономерно повернута относительно соседнего слоя всегда на один и тот же угол». На странице 144 в [1] приводится пример таких двойников в триглицинсульфате. А на странице 149 в [1] используется термин «родственные явления» для двойникования и бездиффузионных фазовых превращений.

В работе [2] на страницах 149 и 209 рассматривается полисинтетическое двойникование монокристаллов висмута. Это делается в строгом соответствии с приведенным в [1] на странице 73 определением данного физического явления. Учитывая результаты работ [1, 2], следует отметить, что нельзя применять терминологию полисинтетического двойникования только к материалам с памятью формы. Двойникующиеся материалы, не обладающие памятью формы, также подвержены полисинтетическому двойникованию в понимании авторов работ [1, 2].

В работах [3, 4] впервые была предложена система классификации полисинтетических двойников. Учитывая существенную роль полисинтетического двойникования в процессах пластической деформации кристаллов [1, 2], следует признать приведенную в [3, 4] систему классификации полисинтетического двойникования значимым достижением в области исследования механического двойникования деформируемых твердых тел.

Использованные в [3, 4] методы классификации полисинтетических двойников никак не противоречат общепризнанным в науке [1, 2] представлениям о данном явлении.

1. Классен-Неклюдова М.В. Механическое двойникование кристаллов. – М.: АН СССР, 1960. – 262 с.
2. Башмаков В.И. Физические закономерности механического двойникования гексагональных и ромбоэдрических металлических кристаллов под действием статических, переменных и импульсных нагрузок. – Диссертация на соискание ученой степени доктора физико-математических наук по специальности 01.04.07 – физика твердого тела. – Мозырь, 1986. – 319 с.
3. Остриков О. М. Механика двойникования твердых тел. – Гомель: «Гомельский государственный технический университет им. П. О. Сухого», 2008. – 301 с.
4. Остриков О.М. Классификация полисинтетических двойников // Вестник ГГТУ им. П.О. Сухого. – 2006, № 2. – С. 3–9.

АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ С БЕЙНИТНОЙ И МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРАМИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Аксёнова К.В.¹, Никитина Е.Н.¹, Громов В.Е.¹, Иванов Ю.Ф.²

¹Сибирский государственный индустриальный университет, 19krestik91@mail.ru

²Институт сильноточной электроники СО РАН

Целью настоящей работы является анализ деформационного упрочнения сталей 38ХНЗМФА с мартенситной и 30Х2Н2МФА с бейнитной структурами при активной пластической деформации одноосным сжатием до 26% и 36%, соответственно. На рис. 1 приведены зависимости от степени деформации вклада в напряжение течения от различных механизмов упрочнения мартенситной (рис. 1, а) и бейнитной (рис. 1, б) сталей. Установлено, что с увеличением степени деформации сталей возрастает *величина упрочнения границами фрагментов*, причем для бейнитной стали интенсивнее чем для мартенситной, что обусловлено уменьшением средних размеров фрагментов (рис. 1, кривые 1). Величина *вклада от твердорастворного упрочнения* с увеличением степени деформации увеличивается для стали 38ХНЗМФА, изменяясь в пределах от 660 до 800 МПа, а для бейнитной стали – с 490 до 740 МПа (рис. 1, кривые 2). Это обусловлено растворением частиц цементита и внедрением части атомов углерода в кристаллическую решетку железа и осаждении на дислокациях. Величина *вклада от дальнедействующих полей внутренних напряжений* также значительно увеличивается, изменяясь в пределах от 280 до 900 МПа для мартенситной стали и от 425 до 733 МПа для бейнитной стали (рис. 1, кривые 3).

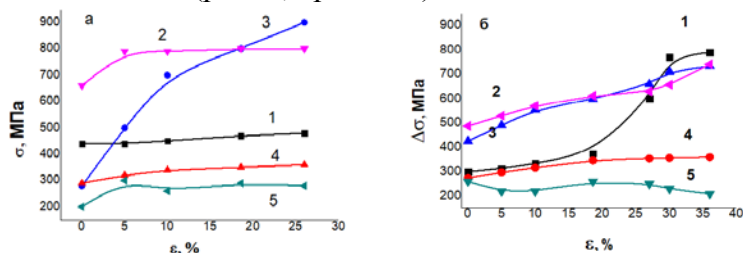


Рис. 1. Зависимость от степени деформации сталей с мартенситной (а) и бейнитной (б) структурами вклада в напряжение течения от внутрифазных границ (1), твердорастворного упрочнения (2), внутренних полей напряжений (3), дислокационной субструктуры (4) и частиц цементита (5)

275÷290 до 360 МПа (рис. 1, кривые 4). С увеличением степени деформации 38ХНЗМФА стали до $\varepsilon = 10\%$ величина *вклада, обусловленного присутствием частиц карбидных фаз*, увеличивается, изменяясь в пределах от 200 до 300 МПа (рис. 1, а, кривая 5). При дальнейшей деформации стали вклад в упрочнение материала от частиц цементита снижается, что обусловлено их растворением. Для стали 30Х2Н2МФА величина данного вклада изменяется сложным образом, колеблясь в пределах от 260 до 210 МПа, что может быть обусловлено процессами растворения и повторного выделения частиц цементита при деформации стали (рис. 1, б, кривая 5).

Сопоставляя величину вкладов в деформационное упрочнение сталей (рис. 1), можно сделать вывод, что наибольший вклад дает упрочнение, обусловленное дальнедействующими внутренними полями напряжений и твердорастворное упрочнение, обусловленное внедрением атомов углерода в кристаллическую решетку феррита. Для бейнитной стали при больших степенях деформации увеличивается доля вклада упрочнения, обусловленного внутрифазными границами.

С увеличением степени деформации исследуемых сталей величина *вклада, определяемого скалярной плотностью дислокаций*, в деформационное упрочнение увеличивается пропорционально росту скалярной плотности дислокаций, изменяясь аналогичным образом в пределах от

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ АТОМОВ И ВАКАНСИЙ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ НА ОСНОВЕ α -Fe ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В НАКОВАЛЬНЕ БРИДЖМЕНА

Жуков О.П.¹, Филиппова В.П.¹, Басов С.В.¹, Неумоин К.В.¹
Томчук А.А.^{1,2}, Глезер А.М.^{1,3}

¹ЦНИИчермет им. И.П.Бардина, Москва, Россия;

²МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия;

³НИТУ «МИСиС», Москва, Россия;

zhukov.op@yandex.ru

Методом рентгеновской дифрактометрии показано, что при сверхвысокой пластической деформации кручением (КВД) в условиях квазигидростатического давления, с применением наковальни Бриджмена, у одних сплавов на основе α -Fe происходит уменьшение, а у других – увеличение периода ОЦК кристаллической решетки твердого раствора. У чистого α -Fe и сплавов на его основе с минимальным содержанием растворенных компонентов наблюдается деформационное увеличение периода решетки. Для интерпретации полученных результатов опирались на принцип Ле-Шателье [1], с учетом зависимости периода ОЦК кристаллической решетки твердого раствора на основе α -Fe от концентрации растворенного элемента, из работы [2].

Согласно принципу Ле-Шателье, воздействие на кристаллическую систему сжимающей деформации должно вызывать процессы, уменьшающие межатомные расстояния. Полученные результаты свидетельствуют о том, что принцип Ле-Шателье в условиях квазигидростатического давления перестает действовать, когда концентрация вакансий, формирующихся в процессе деформации, превышает суммарную концентрацию растворенных атомов легирующих элементов и примесей.

Методом компьютерного моделирования, основанного на потенциалах межатомного парного взаимодействия в форме Леннарда-Джонса [3], показано, что возможным механизмом увеличения периода кристаллической решетки чистого α -Fe при КВД деформации является образование бивакансий, вызывающих локальное увеличение межатомных расстояний.

Полученные результаты позволяют в дальнейшем разработать принципы создания новых высокопрочных конструкционных материалов на основе α -Fe, в частности улучшить свойства и расширить возможности применения мартенситностареющих сталей.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 17-08-01250).

1. Ландау Л.Д., Лифшиц Е.М. Теоретическая физика: Учебное пособие: Для вузов. В 10 т. Т.5 Статистическая физика. В 2 ч. Ч.1 /Под ред.Л.П.Питаевского. 6-е изд. стереот. М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013, 620 с.
2. Филиппова В.П., Макушев С.Ю. Анализ зависимости периода кристаллической решетки твердого раствора на основе α -Fe от концентраций растворенных элементов // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2015. №4. С.74-81.
3. Филиппова В.П., Кунавин С.А., Пугачев М.С. Расчет параметров потенциала Леннарда-Джонса для одноименных пар атомов по данным о свойствах твердых веществ // Материаловедение. 2014. № 6. С. 3-6.

ПРИНЦИПЫ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ КИНЕТИКИ ИНТЕРКРИСТАЛЛИТНОЙ АДсорбЦИИ В ОЦК ТВЕРДОМ РАСТВОРЕ

Филиппова В.П.¹, Блинова Е.Н.¹, Шурыгина Н.А.¹
Сундеев Р.В.^{1,2}, Томчук А.А.^{1,3}

¹ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва, Россия;

²Московский технологический университет (МИРЭА), Москва, Россия;

³МГТУ им. Н.Э.Баумана, Москва, Россия;

varia.filippova@yandex.ru

Развиты основные принципы построения стохастической компьютерной модели кинетики образования сегрегаций на границах зерен (ГЗ), которые позволяют одновременно с объемной диффузионной подвижностью растворенных компонентов учесть кристаллическое строение объема матрицы, включая наличие дефектов, а также равновесную атомную конфигурацию в сегрегации.

Для ОЦК структуры предложена формула расчета времени ΔH^i , необходимого атому сорта i для выхода из приграничного объема на ГЗ при заданной температуре:

$$\Delta H^i = - \frac{N_0^2 N^2 a^2}{(N_0 N C_{об}^i - (N_{зп}^i - N C_{об}^i))^2 D_0^i v} \exp\left[\frac{E_a + nE_b}{kT}\right] \ln(\text{RND}),$$

где a – период ОЦК решетки; N – общее число атомов в кристаллической решетке; $N_{зп}^i$ – количество атомов i -го сорта на ГЗ, которое меняется вследствие случайных перескоков атомов из приграничной области; $C_{об}^i$ – объемная концентрация атомов i -го сорта; $(N_{зп}^i - N C_{об}^i)$ – число атомов, пришедших на ГЗ, за временной промежуток между перескоками $\Delta t = -\frac{1}{v} \exp\left[\frac{E_a + nE_b}{kT}\right] \ln(\text{RND})$; $v = D_0/a^2$ для ОЦК, v – частота колебаний атома в произвольном направлении; N_0 – общее количество приграничных областей; RND – случайное число от 0 до 1 (генерируемое компьютером); (E_a, D_0) – диффузионные характеристики; nE_b – энергия связи атома i с ОЦК решеткой α -Fe, рассчитанные на основе парных потенциалов по данным [1].

Представлены численные результаты компьютерного моделирования ГЗ сегрегации S и P для сплавов на основе α -Fe, которые согласуются с известными положениями теории многокомпонентной интеркристаллитной адсорбции, построенной на аналогии с адсорбцией газов на свободной поверхности. В частности, отмечено существование временного инкубационного периода и уровня насыщения равновесной концентрации элементов в ГЗ. Кроме того, предложенный подход указывает на существование различных температурных интервалов преимущественного обогащения ГЗ растворенными атомами P и S в α -Fe, что подтверждают результаты экспериментальной работы [2].

Настоящая работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, в рамках гранта РФФИ №16-08-00599.

1. Филиппова В.П., Перлович Ю.А., Крымская О.А. Релаксационный метод построения потенциалов взаимодействия атомных пар металл-неметалл // Известия РАН. Серия физическая. 2016. Т.80. №10, С.1437-1445.
2. Филиппова В.П., Глезер А.А., Томчук А.А., Сундеев Р.В. Роль объемной диффузии в конкуренции между процессами образования поверхностных сегрегаций и растворения элементов в твердых растворах на основе α -Fe. // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2017. №1. С.56-70.

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ С БОЛЬШИМИ СТЕПЕНЯМИ ОБЖАТИЙ НА ХАРАКТЕР ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТЕПЕНЬ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУРЫ СПЛАВА А5

Коновалов С. В.^{1,2}, Носова Е. А.¹, Крюкова Е. Д.¹, Иванов Ю. Ф.³

¹Самарский национальный исследовательский университет имени С.П. Королева,
Самара, Россия

²Уханьский текстильный университет, Ухань, Китай

³Институт сильноточной электроники СО РАН,
Томск, Россия

ksv@ssau.ru

Технический алюминий может служить соединительным материалом между слоями высокопрочных сплавов. Особенности формирования структуры технического алюминия при больших степенях обжатия и последующем отжиге является актуальным вопросом при создании слоистых композитов на основе алюминиевых сплавов.

Исследование направлено на выявление особенностей формирования структуры технического алюминия при больших степенях обжатия и последующем отжиге. В качестве опытного материала был выбран технический алюминий А5, содержащий значительное число примесей. Для оценки влияния структурных изменений на поведение механических свойств сплава были подготовлены микрошлифы боковой и планшетной поверхности образцов, для которых проводились микроструктурные исследования, включающие микроструктурный анализ с помощью оптической металлографии и электронной микроскопии, рентгеноструктурный анализ.

Обработка изображений микроструктур позволила оценить количественные изменения в размерах зерна и разнородности образцов. Установлено, что большие пластические деформации приводят сначала к росту неоднородности структуры, а затем к её повышению. После отжига в структуре наблюдаются равноосные зёрна, что свидетельствует о протекании рекристаллизации даже после обжатия более 140%.

Исследованы значения скалярной плотности дислокаций в зависимости от степени деформации и проведения отжига образцов. Установлено, что в объеме зерен присутствует разнообразная дислокационная субструктура. Выявляются зерна, в которых наблюдаются хаотически распределенные дислокации со скалярной плотностью $6,4 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. В зернах наблюдается дислокационная субструктура в виде дислокационных скоплений со скалярной плотностью дислокаций $8,1 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Присутствуют зерна, в которых наблюдается субзеренная структура, соседствующая с полосовой субструктурой. В субзернах присутствует хаотически распределенные дислокации, скалярная плотность которых $6,8 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$. В полосовой субструктуре дислокации распределены хаотически или формирует скопления (плотность дислокаций $9,3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$).

При обжатии более 60% происходит меньшая деформация волокон (зёрен), чем общее обжатие. Скалярная плотность дислокаций в образцах увеличивается после холодной пластической деформации со степенью обжатия $\varepsilon = 60\%$ и затем уменьшается при степенях обжатия $\varepsilon = 140\%$. Помимо этого, увеличение степени деформации материала при прокате приводит к росту параметра кристаллической решетки, величины ОКР и снижению величины микроискажений кристаллической решетки.

ФИЛЬТРАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ

Невский С.А., Сарычев В.Д., Высоцкая Е.А., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет,
Новокузнецк, Россия*
nevskiy.sergei@yandex.ru

Объектом исследования является деформация ползучести, протекающая в условиях воздействия электростатических полей. Цель работы – разработка математической модели ползучести при воздействии электростатических полей с позиций представлений о волновой природе процесса пластической деформации. В процессе работы проводились теоретические исследования влияния электростатических полей, характеризующихся малыми (до ± 1 В) потенциалами, на основе законов сохранения массы, импульса и энергии в двумерной постановке. Деформируемый материал представлялся как двухфазная гетерогенная среда. Первая компонента является возбужденной, отвечающая за структурные превращения, а вторая невозбужденная не связанная с ними. Для каждой из компонент записывались законы сохранения массы и импульса. В качестве возбужденной компоненты выбиралось упругое движение ионов решетки («флюид»), а невозбужденной их пластическое движение («скелет»). Для электрических полей записывались уравнения Максвелла. В результате исследования впервые была разработана двухфазная фильтрационная модель ползучести, учитывающая неоднородность пластической деформации при воздействии электростатических полей. Получено дисперсионное соотношение для волн пластичности. Дисперсионное уравнение имеет вид:

$$\Omega \left(\Omega^3 + \Omega^2 \left(\frac{A_1 k^2 i - \alpha_0 \beta k E}{(1 - \alpha_0) K} \right) + \Omega \left(\frac{A_1 k^2 \alpha_0^2 \rho_0 - i \rho_0 \beta k E}{(1 - \alpha_0) \alpha_0^2 \rho_s} \right) - \left(\frac{i k^2 \rho_0 \beta^2 E^2}{(1 - \alpha_0) \rho_s K} + \frac{A_1 k^3 \rho_0 \beta E}{(1 - \alpha_0) \alpha_0 \rho_s K} \right) \right) = 0$$

Аналитический вид корней дисперсионного уравнения является громоздким, поэтому выписывать их не будем. Ограничимся численным решением при $\alpha_0 = 0.1$, $\rho_0 = \rho_s = 7800$ кг/м³, $\eta_1 = 10^5$ Па·с, $A_1 = 10^7$ м²/с², $E \approx 10^9$ В/м, $\beta \approx 10^{-4}$ Кл/кг. Численные расчеты показали, что наиболее неустойчивыми являются моды с волновым числом $k > 10^7$ м⁻¹. Это означает, что приложение электрического поля смещает неустойчивость пластического течения материала в диапазон субмикронных и наноразмерных длин волн. В отсутствие электрического поля решение дисперсионного уравнения будут иметь вид:

$$\Omega_{1,2} = 0$$

$$\Omega_{3,4} = \frac{i \alpha_0 A_1 k^2}{2(\alpha_0 - 1) \rho_s K} \pm \frac{\sqrt{(4 A_1 \rho_0 (1 - \alpha_0) K^2 - A_1^2 \alpha_0^4 k^2) k}}{2 \rho_s \alpha_0 (\alpha_0 - 1) K}$$

Волновое число, при котором наступает неустойчивость стационарного состояния относительно малых возмущений принимает значения

$$k > \frac{2K}{A_1 \alpha_0^2} (A_1 \rho_0 (1 - \alpha_0))^{1/2}$$

Исследование выполнено при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках государственного задания № 3.1283.2017/4.6.

УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА VT1-0, МОДИФИЦИРОВАННОГО ВНЕШНИМИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ

Крюкова Е.Д.¹, Комиссарова И.А.², Косинов Д.А.², Коновалов С.В.^{1,3},
Иванов Ю.Ф.⁴, Громов В.Е.²

¹Самарский национальный исследовательский университет имени С.П. Королева,
Самара, Россия

²Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
³Уханьский текстильный университет, Ухань, Китай

⁴Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск, Россия
kvs@ssau.ru

Титановые сплавы являются одними из широко применяемых в промышленности материалов. Однако данные сплавы являются чувствительными к состоянию поверхности. Применение методов поверхностной модификации приводит в ряде случаев к значительному (в 2–3 раза и более) повышению усталостных характеристик материала, что связано с удалением концентраторов напряжений (риски, царапины, шероховатость), сформировавшихся вследствие механической обработки [1].

Работа направлена на исследование фазового состава и состояния дефектной субструктуры технически чистого титана марки VT1-0, подвергнутого различным видам внешних энергетических воздействий (токовая импульсная обработка и обработка сильноточными электронными пучками) и разрушенного в результате усталостных испытаний. Испытанию подвергали три партии образцов: образцы в исходном (состояние поставки) состоянии (1), и образцы, подвергнутые обработке токовыми импульсами, образцы (2), предварительно облученные интенсивным импульсным электронным пучком (3) на установке «Соло» [2].

Обработка образцов токовыми импульсами приводит к увеличению усталостной долговечности материала в $\approx 1,3$ раза относительно образцов без обработки токовыми импульсами. Выполненные электронно-микроскопические микрофракционные исследования фазового состава и дефектной субструктуры поверхностного слоя образцов показали, что обработка токовыми импульсами сопровождается многократным увеличением размеров кристаллитов α -титана поверхностного слоя материала.

Исследования образцов, подвергнутых облучению интенсивным импульсным электронным пучком (16 кэВ, (20–30) Дж/см², 150 мкс, 3 имп, 0,3 с⁻¹), показали увеличение усталостной долговечности более чем в три раза относительно необлученных образцов, что обусловлено формированием в поверхностном слое в процессе усталостных испытаний исключительно пластинчатой структуры α -титана.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект №16-32-60048 мол_а_дк) и государственного задания № 3.1283.2017/4.6.

1. Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Косинов Д.А., Иванов Ю.Ф., Иванова О.В., Громов В.Е. // Письма о материалах. - 2017. - Т.7. №3. - С.266-271
2. Ласковнев А.П., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Коваль Н.Н., Углов В.В., Черенда Н.Н., Бибик Н.В., Асташинский В.М. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой. – Минск: «Белорусская наука», 2013. - 287 с

EBSD АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ 12X18Н10Т ПОСЛЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ

Мышляев М.М.^{1*}, Алетдинов А.Ф.², Миронов С.Ю.², Корзникова Г.Ф.²,
Зарипова Р.Г.³, Конькова Т.Н.^{2,4}

¹ *Институт физики твердого тела РАН, г. Черноголовка, Московская обл., Россия*

² *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия*

³ *Уфимский государственный авиационный технический университет, Уфа, Россия*

⁴ *University of Strathclyde, 85 Inchninan Drive., Inchninan, PA4 9LJ, United Kingdom*

* mr-mmm@yandex.ru

Эффект обратимого мартенситного превращения в ходе криогенной деформации и последующего отжига аустенитных сталей был довольно хорошо исследован в 60–90-е годы прошлого века исследовательскими группами К.А. Малышева, В.Г. Горбача, А.И. Уварова, В.В. Сагарадзе, Р.Г. Зариповой и других. Было установлено, что он ведет к радикальному измельчению микроструктуры и сопровождается существенным улучшением служебных свойств материала. В этих работах были определены ориентационные соотношения и плоскости габитуса при фазовых превращениях, сдвиговые деформации, условия наследования дислокаций и многое другое. Следует подчеркнуть, что микроструктурный и кристаллографический анализ в этих исследованиях осуществлялся методами электронной микроскопии и рентгенографии. Однако появление принципиально нового метода электронной микроскопии, основанного на автоматическом анализе картин дифракции обратно рассеянных электронов (так называемый, EBSD анализ), открывает новые возможности для более глубокого исследования этого интересного феномена.

Данная работа основана на использовании методики анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) для изучения микроструктуры в метастабильной аустенитной стали 12X18Н10Т, подвергнутой прокатке в криогенных условиях. Криогенная деформация сопровождалась мартенситными превращениями. Местом преимущественного зарождения мартенситных фаз служили деформационные полосы, хотя также были отмечены случаи зарождения внутри механических двойников. Мартенситное превращение, протекавшее в наиболее деформированных участках аустенита, препятствовало эволюции границ деформационного происхождения в этой фазе и, таким образом, замедляло развитие фрагментации в ней. Механическое двойникование являлось основным (или даже единственным) механизмом формирования большеугловых границ в аустенитной фазе.

Во всех случаях измеренная ориентировка α -мартенсита существенно ($\sim 5^\circ$) отклонялась от положения, ожидавшегося в соответствии с ориентационным соотношением. Предполагается, что данный эффект связан с разворотом решетки аустенита в деформационных полосах.

Выявленное мартенситное превращение характеризовалось селекцией кристаллографических вариантов. В случае α -мартенсита была выявлена кристаллографическая выделенность границ вариантов V1/V2, V1/V4, V1/V6 и V1/V8, свидетельствующая, по-видимому, о селективности 4 вариантов из 24 возможных в соответствии с соотношением Курдюмова-Закса. Показано, что рост мартенситной фазы сопровождался селекцией кристаллографических вариантов. Это способствовало некоторому огрублению структуры α -мартенсита.

Работа поддержана РФФИ (грант № 17-42-020426). Экспериментальные исследования выполнены на базе ЦКП ИПСМ РАН.

FORMATION OF SILUMIN MULTILAYER STRUCTURE BY Y₂O₃ POWDER ELECTROEXPLOSIVE ALLOYING

Gromov V.E.^a, Glezer A.M.^{b,c}, Ivanov Yu.F.^d, Kosinov D.A.^a, Nevskii S.A.^a,
Konovalov S.V.^e, Klopotov A.A.^f

^a *Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia*

^b *National University of Science and Technology “Moscow, Russia*

^c *I.P. Bardin Science Institute for Ferrous Metallurgy, Moscow, Russia*

^d *Institute of High Current Electronics of the Siberian Branch of the RAS, Tomsk, Russia*

^e *Samara National Research University, Samara, Russia*

^f *National Research Tomsk State University, Tomsk, Russia*

gromov@physics.sibsui.ru

A structural analysis of the phase transformations occurring in an Al-Si-Y system under equilibrium conditions is carried out, and shows that six three-component compounds can be formed in the alloy: τ_1 (Y₅Al₁₄Si), τ_2 (Y₆Al₃Si), τ_3 (Y_{33.3}Al_{46.7}Si₂₀), τ_4 (YAl₂Si), τ_5 (Y_{33.3}Al_{36.7}Si₃₀) and τ_6 (YAl₂Si₂).

Electro-explosion alloying of a eutectic Al-Si alloy (silumin) with yttrium oxide powder is carried out to form a coating on the material surface with advanced characteristics. Transmission microscopy of thin foils and X-ray micro-spectral analysis are performed to identify the elemental and phase composition and the defect substructure of the coating. The study reveals a four-layer structure comprising a surface layer (1), interlayers (2 and 3), and an inter-jacent (4) layer, with thicknesses ranging from 100 to 900 nm, as well as a multi-phase nanocrystal structure consisting mostly of aluminium and yttrium oxides and silicates.

The layers 1 and 2 have a columnar structure, with the transversal sizes of columns ranging between 60 nm and 75 nm. The transversal sizes of the columns in layer 2 are between 250 nm and 600 nm. Indexing of a micro-electron diffraction pattern shows that these layers are formed by yttrium oxide, Y₂O₃.

Layers 1 and 2 contain inclusions of the second phase. These are round particles, ranging between 5 nm and 12 nm. Indexing of the micro-electron diffraction pattern presented in Fig. 1b indicates that these particles are aluminium silicates with composition Al₂SiO₅.

Layer 3 has a nanocrystalline structure, with crystalline particles ranging between 5 and 10 nm. The crystals are combined in disoriented regions of between 80 and 150 nm (Fig. 2b). Indexing of the micro-electron diffraction pattern of this structure (Fig. 2a) reveals reflexes of aluminium oxide with composition Al₂O₃, and aluminium silicate with composition Al₂SiO₅.

Layer 4 has a nanocrystalline structure, in a similar way to layer 3, with crystalline particles of up to 50 nm. Diffraction microanalysis of layer 4, with subsequent indexing of a micro-electron diffraction pattern, reveals reflexes of yttrium aluminide with composition Y₃Al₂ (Fig. 3b) and yttrium silicate with composition Y₂Si₂O₇.

Thus, liquid phase alloying of silumin with atoms of yttrium and oxygen, implemented at ultra-high heating and cooling speeds (typical for electro-explosion alloying), makes it possible to form a multi-layer and multi-phase nanocrystalline structure in the surface layer, consisting mostly of aluminium and yttrium oxides and silicates.

This work was supported by State Task no. 3.1283.2017/4.6 of the Ministry of Education and Science of the Russian Federation, and RFBR research project No. 16-32-60048 mol_a_dk; 16-58-000750Bel_a.

STAGES OF LAMELLAR PEARLITE TRANSFORMATION OF 100M DIFFERENTIALLY HARDENED RAILS UNDER LONG TERM OPERATION

¹Gromov V.E., ¹Yuriev A.A., ²Ivanov Yu.F., ³Glezer A.M., ¹Kondratova O.A

¹ *Siberian State Industrial University, Novokuznetsk, Russia*

² *Institute of High Current Electronics SD RAS, Tomsk, Russia*

³ *National Research Technological University «MISIS», Moscow, Russia*

gromov@physics.sibsiu.ru

As the mass production of 100m long differentially hardened rails began only 4 years ago in Russia, the determination of nature and evolution laws of carbide phase in the head of these rails under long term operation conditions is of high priority and practical importance.

The purpose of the research is the determining and analyzing of the evolution mechanisms of carbide phase in rails under long service conditions by methods of layer-by-layer transmission electron diffraction microscopy (TEM).

The samples of differentially hardened rails DT 350 manufactured at the joint stock company “EVRAZ–WSMC” after the passed tonnage of 691.8 mln. tons brutto at the experimental ring JSC “VNIIZhT” were used as the test material.

It is shown that the long service life of rails is accompanied by the occurrence of two processes of structural transformation and the phase composition of lamellar pearlite colonies simultaneously.

The first mechanism consists in the cutting of the plates by moving dislocations and carrying out the carbon atoms by them to ferrite to the field of stress dislocations.

The second mechanism consists in the pulling of carbon atoms by dislocations from the carbide phase lattice with the formation of Cottrell atmospheres due to the substantial difference of average energy of carbon atom bonds with dislocations (0.6eV) and atoms of iron in cementite lattice (0.4eV).

The first process occurring by the mechanism of carbide particles cutting and pulling their fragments apart is accompanied only by the change in their linear sizes and morphology. The change in elemental composition of cementite in the process of fragmentation is minimal. During the occurrence of the second process (the action of the mechanism of dissolution «at the site») quite a different picture is observed. At the initial stage of transformation the cementite plates of pearlite colony are entangled by the sliding dislocations. It is accompanied by breaking the cementite plates into separate weakly disoriented fragments. Then, with the increase in the degree of plastic deformation of the material the change in the carbide structure may occur due to the pulling of the carbon atoms out of cementite lattice.

The second transformation stage of cementite plates of pearlite colony being realized by the mechanism of dissolution at the site and consisting in the pulling the carbon atoms out the cementite crystal lattice is accompanied by the change in defect substructure of carbide that is caused by the penetration of sliding dislocations from the ferrite crystal lattice to the cementite crystal lattice. Therefore, at this stage of cementite plates dissolution the interphase boundaries « α -phase / cementite» play a particular role.

At the next stage of cementite dissolution the complete volume of the material, being occupied earlier by cementite plate, is filled by the nanodimensional particles. Moreover, the nanodimensional particles of carbide phase are observed in the ferrite matrix filling the interplate space of pearlite colonies. These particles may be carried out there in the process of dislocation sliding or, what is less probable, they formed in the process of deformation decay of carbon solid solution in iron crystal lattice.

СВЯЗЬ МЕЖДУ СВОЙСТВАМИ СТЕКЛА И МАТЕРИНСКОГО КРИСТАЛЛА

Митрофанов Ю.П.¹, Кобелев Н.П.², Хоник В.А.¹

¹ Воронежский государственный педагогический университет,
г. Воронеж, Россия,

v.a.khonik@vspu.ac.ru

² Институт физики твердого тела РАН,
п. Черноголовка, Россия,

kovelev@issp.ac.ru

Металлические некристаллические материалы (металлические стекла) готовятся закалкой расплава. Представляется вполне очевидным, что свойства стекла должны определенным образом зависеть от свойств исходного (материнского) кристалла, плавлением и закалкой которого стекло было приготовлено. Между тем, насколько нам известно, какая-либо информация такого сорта в многочисленной литературе по металлическим стеклам отсутствует, за единственным исключением. Речь идет о Межузельной теории конденсированного состояния, предполагающей, что плавление металлических кристаллов сопровождается быстрой термоактивируемой генерацией межузельных атомов в наиболее устойчивой гантельной конфигурации. Эти «дефекты» остаются идентифицируемыми объектами в жидком состоянии и твердом некристаллическом состоянии, полученным закалкой расплава. Тогда многочисленные релаксационные явления при структурной релаксации и кристаллизации металлических стекол можно интерпретировать в терминах изменения концентрации этих «дефектов». Эта концентрация в рамках Межузельной теории определяется нерелаксированным модулем сдвига, причем его величина зависит от модуля сдвига материнского кристалла. При этом последний следует рассматривать как основное состояние с нулевой концентрацией межузельных гантелей. Концентрация этих «дефектов» в стекле определяет избыточную внутреннюю энергию стекла по сравнению с материнским кристаллом. С другой стороны, энтальпия формирования этих «дефектов» в стекле определяется его модулем сдвига, который, опять же, зависит от модуля сдвига материнского кристалла.

В докладе приводятся многочисленные примеры, подтверждающие вышеуказанную связь и справедливость принципиального подхода к пониманию генетической взаимозависимости свойств стекла, исходного расплава и материнского кристалла на основе Межузельной теории.

К АНАЛИЗУ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕНОСА ТЕПЛОТЫ, ПРИВОДЯЩИХ К ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЮ СИСТЕМ МЕТАЛЛ-ПОЛУПРОВОДНИК

Зуев С.М., Скворцов А.А., Лавриков А.А., Варламов Д.О., Швецов А.С.

Московский политехнический университет, г. Москва, Россия

sergei_zuev@mail.ru

Теплообмен между металлом и подложкой, воздушной средой является катализатором процессов дефектообразования и требует внимательного изучения для понимания факторов, которые влияют на долговечность и цельность структур металл-полупроводник [1].

Процесс переноса теплоты (конвективного теплообмена) между поверхностью пленки и воздушной средой осуществляется одновременным действием механизмов теплопроводности и конвекции.

Интенсивность конвективного теплообмена характеризуется коэффициентом теплоотдачи α , который определяется по формуле Ньютона-Рихмана: $Q = \alpha(t_n - t_g)F$ (1), где Q – тепловой поток, F – поверхность теплообмена, $(t_n - t_g)$ – разность температур пленки и воздуха.

Определим средний коэффициент теплоотдачи $\bar{\alpha}$ и полный тепловой поток Q , если температура Al пленки близка к температуре плавления и составляет $t_n = 650^\circ\text{C}$, а температура воздуха при нормальных условиях составляет $t_g = 20^\circ\text{C}$. При $\lambda_b = 0,0259$ Вт/(м·°C), $v_b = 15,06 \cdot 10^{-6}$ м²/с критическое значение числа Рейнольдса: $Re_{le} = \frac{\omega_0 l}{\nu_b}$ (2).

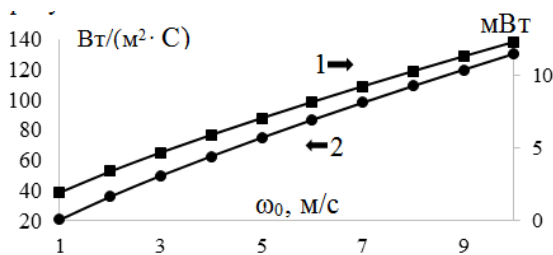


Рис. 1. Расчетные значения $\bar{\alpha}$, Q для исследуемого образца: 1 – полный тепловой поток Q с алюминиевой пленки в окружающую среду при температуре пленки – 650°C и температуре окружающей среды -20°C в зависимости от ω_0 ; 2 – средний коэффициент теплоотдачи $\bar{\alpha}$ в зависимости от ω_0

Численные значения Re_{le} для разных значений ω_0 скорости воздушного потока, обдувающего пластину представлены на рис. 2. При турбулентном режиме течения в пограничном слое средний коэффициент теплоотдачи: $Nu_{le} = 0,032 Re_{le}^{0,8}$ (3).

Средний коэффициент теплоотдачи: $\alpha = \frac{Nu_{le} \lambda_g}{l}$ (4). Полный тепловой поток:

$$Q = \bar{\alpha} F \Delta t = \bar{\alpha} \delta l (t_n - t_g) \quad (5).$$

Расчётные значения $\bar{\alpha}$ и Q при $(t_n - t_g) = \text{const} = 630^\circ\text{C}$ по формулам (1-5) представлены на рис. 1.

Из рисунка 1 видно, что максимальный тепловой поток при турбулентном режиме течения при обдувании пластины воздухом с $\omega_{0\text{max}} = 10$ м/с достигает величины порядка 12 мВт.

Работа выполнена при поддержке стипендии Президента РФ №СП-327.2018.1.

1. Thermal shock and degradation of metallization systems on silicon. A.A. Skvortsov, S.M. Zuev, M.V. Koryachko, V. Glinskiy. *Microelectronics International*, 33/2, p. 102-106, 2016. DOI: 10.1108/MI-05-2015-0049.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА МЕТАЛЛ – ИНТЕРМЕТАЛЛИД

Липатникова Я.Д., Соловьев А.Н., Соловьева Ю.В.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,
Томск, Россия*
Yanna_lip@mail.ru

Исследование деформации и разрушения слоистых композиционных материалов типа металл - интерметаллид проводилось теоретическим методом в рамках подхода, объединяющего модели дислокационной кинетики сплавов со сверхструктурой $L1_2$ и чистых металлов и модель механики сплошной среды. Включение модели дислокационной кинетики в модель механики сплошной среды обусловлено необходимостью задания пластического поведения материалов, составляющих слоистый композит. Численная реализация данного подхода осуществлялась методом конечных элементов в программном комплексе «РАНЕТ-3». Целью данного исследования являлось определить, каким образом включение фазы чистого металла (никеля) в интерметаллическое соединение со сверхструктурой $L1_2$ влияет на пластические свойства образца и устойчивость пластического течения при температурах $T > 0,6 T_{пл}$ интерметаллической фазы.

Для расчетов в программном комплексе был выбран образец прямоугольной формы высотой 14 мм, с соотношениями высоты к длине и ширине 2:1:1. Образец подвергался одноосному динамическому сжатию и растяжению со скоростью 30 м/с. Численные эксперименты деформации слоистых композитов (ламинатов) проводились в диапазоне температур от 4.2 К до 873 К. При этом варьировалось расположение слоев ламината относительно оси деформации и объемная доля входящих в ламинат фаз. Объемные доли металлической фазы в композитах примерно равнялись 29%, 43%, 44%, 46% и 47%.

Как для случая сжатия, так и для случая растяжения включение слоев чистого металла в интерметаллическое соединение при низких температурах 42 К и 77 К не влияло, значительным образом, на степень деформации, при которой происходит разрушение, а при комнатной температуре приводит к незначительному увеличению пластичности. При высоких температурах деформации (423 К, 523 К, 623 К) в условиях динамического сжатия включение фазы чистого металла приводит к значительному возрастанию величины деформации до разрушения относительно однофазного образца интерметаллида, а при температуре 873 К препятствует развитию неустойчивости пластического течения в виде полос сильно локализованной пластической деформации. Растяжение образца при перпендикулярном расположении слоев ламината в области высоких температур относительно оси деформации приводит к локализации пластической деформации в нескольких слоях чистого металла, а с некоторого момента времени к деформации только в одном металлическом слое, который затем разрушается по отрывному механизму; при параллельно расположенных слоях величина деформации до разрушения значительно возрастает относительно интерметаллического образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ, проект № 17-72-10042

ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ

Блинова Е.Н., Сундеев Р.В., Шурыгина Н.А., Томчук А.А., Дьяконов Д.Л.

*Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им. И.П. Бардина, Москва
blinova_en@rambler.ru*

Разработаны независимые критерии температурно-временной стабильности аморфных и аморфно-нанокристаллических сплавов, полученных методом деформационного воздействия, который основаны на анализе склонности сплавов к отпускному охрупчиванию и на анализе спектров тепловой релаксации. Проведен сопоставительный анализ достоверности и воспроизводимости предложенных независимых критериев температурно-временной стабильности сплавов, полученных методов деформационной аморфизации. Установлены экспериментальные предпосылки для создания теоретической модели влияния дестабилизирующих воздействий на структуру и механические свойства аморфных и аморфно-нанокристаллических сплавов, полученных методом закалки из расплава и мегапластических деформаций.

Работа выполнена по проекту РФФИ (грант № 17-08-01193А).

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОБЪЕМНО- АМОРФНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ РАЗМОЛЕ В ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ

Захарова Е.А.¹, Дьяконова Н.П.¹, Свиридова Т.А.¹, Чуева Т.Р.²

¹*НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия,
²ИМЕТ РАН им. А.А.Байкова, г. Москва, Россия
nemezia27@gmail.com*

Изучалась возможность получения объемного аморфного сплава $Fe_{61.4}Ni_{3.6}Cr_{3.2}Si_{2.4}Nb_{7.8}Mn_{3.6}B_{18}$ [1] при размоле в шаровой мельнице. Наши предыдущие исследования показали, что при получении этого сплава механическим сплавлением элементарных порошков бор не участвует в образовании аморфной фазы, поэтому в качестве исходных реагентов использовались боросодержащие лигатуры: быстрозакаленные стержни ($V_{охл} \sim 10^4$ К/с) и слиток ($V_{охл} \sim 10^2$ К/с) сплава. Слиток и стержни имели различный фазовый состав. Основными фазами слитка были Fe_2B (~50 об.%) и твердый раствор на основе α -Fe (~30 об. %) с добавками боридов системы. Основной фазой стержней была метастабильная фаза $Fe_{70}Nb_{10}B_{20}$ (~70 об.%) [2]. Анализировались различия в фазовых превращениях при размоле. Установлено, что максимальное количество аморфной фазы получается при размоле стержней.

1. Молоканов В.В. и др. Перспективные материалы, 2003, №1, с 5.
2. Т.А. Sviridova etc. JALCOM, v. 658 (2016) 525.

ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД СМАЧИВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ПРОМЫШЛЕННОМ МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ EZ33A

Цой К.В., Страумал А.Б.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

key_tsoy@issp.ac.ru

Сплав EZ33A – магниевый сплав, широко используемый в промышленности. Данный сплав в литом состоянии демонстрирует низкую микропористость, хорошую свариваемость, а также сопротивление ползучести до 250°C. К сожалению, магниевый сплав EZ33A имеет низкую пластичность при температуре окружающей среды. Причиной низкой пластичности является образование интерметаллида на границах зерен. Для того, чтобы усовершенствовать структуру данного сплава и его механические свойства, была поставлена цель: экспериментально исследовать протекание фазового перехода смачивания границ зерен α -Mg второй фазой.

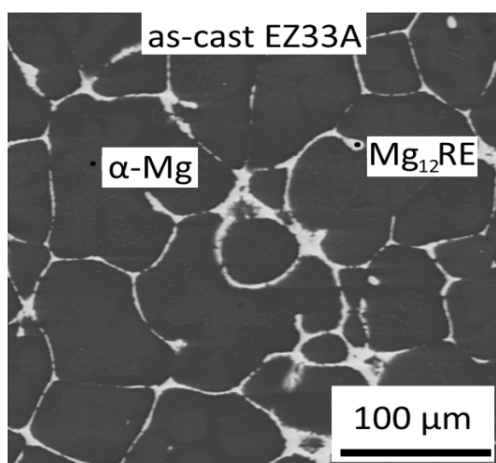


Рис. 1. Микроструктура исходного образца

С помощью метода сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) были получены микрофотографии структур образцов (рис.1), отобранных с помощью световой микроскопии. Съемка происходила на двух сканирующих электронных микроскопах – CamScan и VegaII фирмы Tescan. С помощью съемки был проведен химический анализ и получены изображения структур образцов, по которым виден двухфазный состав, а также размер зерна и количество полностью смоченных границ. С помощью данных микрофотографий были посчитаны средние контактные углы и доли смоченных границ. На дифрактометре Siemens D-500 были измерены спектры рентгеновской дифракции. Были сняты спектры для трех репрезентативных образцов: исходного и отожженных при 530°C и 550°C. По полученным данным были проанализированы фазовый состав и объемные доли фаз. Таким образом было проанализировано изменение количества второй фазы. Фазовый анализ и расчет параметров решетки проводился с помощью программы PowderCell 2.4. На приборе ПМТ-3 была измерена твердость составляющих частей структуры. Твердость фазы интерметаллида – 210 HV, а фаза α -Mg – 41,5 HV. По этим данным понятно, что при уменьшении количества второй фазы и уменьшении доли смоченных границ зерен система станет менее твердой, а следовательно – более пластичной.

В результате исследования было показано существование фазового перехода смачивания второй жидкой фазой границ зерен α -Mg. После серий отжигов были определены температура эвтектического превращения магниевого сплава EZ33A и температура начала фазового перехода смачивания. Для того, чтобы повысить пластичность сплава при комнатной температуре, была выявлена оптимальная последовательность термообработки.

ОПИСАНИЕ КИНЕТИКИ АНОМАЛЬНОГО РОСТА ЗЕРЕН В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ НИКЕЛЕ НА ОСНОВЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ О ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ ПЕРВОГО РОДА

Алёшин А.Н.

Институт сверхвысокочастотной полупроводниковой электроники

им. В.Г. Мокерова РАН, Москва, Россия

a.n.aleshin@mail.ru

Методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) выполнен цикл экспериментов по изучению аномального роста зерен в нанокристаллическом и субмикрокристаллическом никеле в условиях неизотермического отжига. Нанокристаллический никель чистотой 99.5 ат.% был изготовлен методом электроосаждения и имел исходный средний размер зерна 20 нм. Субмикрокристаллический никель чистотой 99.8 ат.% был приготовлен методом равноканального углового прессования с исходным размером зерна 250 нм. Использование метода ДСК для изучения роста зерен в нанокристаллических материалах основано на представлении, что регистрируемый в процессе ДСК-эксперимента тепловой поток вызван уменьшением площади границ зерен, причем форма ДСК-сигнала отражает закон роста зерен. Было показано, что в условиях неизотермического нагрева в обоих исследуемых материалах при температурах, соответствующих пику сигнала ДСК, происходит образование бимодальной микроструктуры. При этом размер зерен мелкозернистой и крупнозернистой фракций отличается на порядок. В процессе последующего неизотермического отжига (вплоть до окончания регистрации тепловыделения) значительного роста зерен крупнозернистой фракции не происходило и аномальный рост зерен сводился к появлению новых крупнозернистых образований и уменьшению объемной доли мелкокристаллических зерен. Такая эволюция зеренной микроструктуры позволяет рассматривать превращение мелкокристаллической фракции зерен в крупнокристаллическую фракцию как полиморфное превращение – фазовый переход первого рода – и использовать для определения кинетических постоянных формализм Джонсона – Мейла – Арами. ДСК-эксперимент был выполнен при разных скоростях нагрева от 1 К/мин до 30 К/мин, что позволило определить энергию активации роста зерен, частотный фактор и показатель экспоненты. Показано, что в обоих случаях энергия активации роста зерен близка к энергии активации вакансий, что согласуется с концепцией толчкового механизма роста зерен, возникающего в нанокристаллических объектах из-за высокого темпа генерации вакансий в процессе «растворения» избыточного объема исчезающих границ зерен [1]. Толчковый механизм роста зерен приводит к резкому снижению показателя экспоненты n в нанокристаллическом никеле ($n = 1.8$) по сравнению со «стандартным» случаем полиморфного превращения с постоянным числом мест зарождения частиц новой фазы ($n = 3$), что типично, например, при кристаллизации аморфных сплавов [2]. В субмикрокристаллическом никеле наблюдается увеличение показателя n ($n = 2.35$), что отражает уменьшение влияния вакансионной подсистемы на рост зерен в связи с более крупным исходным зерном.

1. Y. Estrin, G. Gottstein, L.S. Shvindlerman. Scripta Materialia **41**, 385 (1999).
2. A.L. Greer. Acta Metallurgica **30**, 171 (1982).

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В TiNi

Левин Д. М., Шуйцев А. В., Маркова Г. В.

ФГБОУ ВО Тульский государственный университет, Тула, РФ
danlevin48@gmail.com

Целью исследования являлось экспериментальное и теоретическое исследование зависимости относительного количества превращенной фазы $n(T)$ от температуры при термоупругом мартенситном превращении (ТУМП). В качестве объектов исследования выбран сплав Ni55Ti45, полученный методами вакуумно-дуговой плавки (сплав 1) и порошковой металлургии (сплав 2). В сплаве 1 происходит одностадийное ТУМП типа $B2 \leftrightarrow B19'$, в сплаве 2 – двухстадийное превращение $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$. Экспериментальное изучение ТУМП и получение точного вида зависимости $n(T)$ проводили на основе анализа максимума внутреннего трения (ВТ), обусловленного развитием ТУМП. С этой целью 1) из общего мартенситного максимума ВТ выделили переходную компоненту пика ВТ $Q_{Tr}^{-1} \propto \frac{dn}{dT}$ (рис. 1); 2) установили, что наблюдаемая в исследованных сплавах зависимость $Q_{Tr}^{-1}(T)$ адекватно описывается феноменологической моделью G.Gremaud. По полученным зависимостям $Q_{Tr}^{-1}(T)$ и квадрата частоты колебаний $f^2(T)$ на основе модели G.Gremaud разработали методику расчета и для обоих исследованных сплавов установили явный вид температурной зависимости $n(T)$ при различных амплитудах деформации и скоростях нагрева (рис. 2). Все зависимости $n(T)$ имеют единообразный вид S-образных кривых, форма которых не зависит от амплитуды деформации.

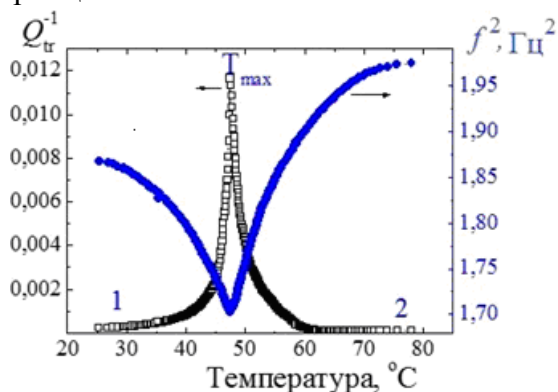


Рис. 1. Температурные зависимости переходной компоненты ВТ Q_{Tr}^{-1} и квадрата резонансной частоты f^2 в сплаве 1, $\gamma = 7,3 \cdot 10^{-5}$

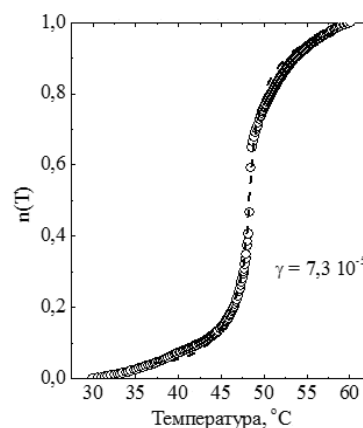


Рис. 2. Зависимость количества превращенной фазы от температуры, сплав 1. Штриховая линия – полученная в работе теоретическая зависимость $n(T)$

На основе термодинамики равновесных процессов разработана модель ТУМП и получена теоретическая зависимость объемной доли превращенной фазы от температуры $n(T) = \frac{1}{\pi} \arctg \frac{\pi(T - T_{max})}{a^2} + \frac{1}{2}$, где T_{max} – температура максимума ВТ, соответствующая наиболее интенсивному развитию ТУМП, параметр a равен разности хим потенциалов мартенситной и аустенитной фаз при температуре T_{max} . Теоретическая зависимость $n(T)$ хорошо соответствует полученным экспериментальным данным (рис. 2).

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ СТАРЕНИЯ СПЛАВА 36Mn64Cu МЕТОДАМИ МЕХАНИЧЕСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ

Клюева Е.С., Маркова Г.В.

ФГБОУ ВО "Тульский государственный университет",

Тула, Россия

klueva.ekaterina@mail.ru

Сплавы системы Mn–Cu известны как сплавы высокого демпфирования, обладающие памятью формы. Сложная двойниковая структура с легко подвижными границами, которая обеспечивает высокий уровень демпфирования, образуется в результате ГЦК–ГЦТ магнито-структурного превращения, имеющего термоупругий характер. Для сплавов с содержанием Mn 50...80 % мартенситному превращению предшествует спинодальное расслоение. При старении внутри метастабильной области происходит расслоение пересыщенного γ -твердого раствора на две изоморфные высокодисперсные когерентные фазы с разным содержанием Mn. При охлаждении от температуры старения обогащенные Mn области претерпевают ГЦК–ГЦТ магнито-структурное превращение, которое распространяется и на области, обедненные Mn. Хорошо изученные высокомарганцевые сплавы (>50 % Mn) характеризуются низкой технологичностью, обусловленной высокой температурой плавления и широким интервалом кристаллизации. Более технологичные сплавы с содержанием Mn менее 50 % практически не изучены.

Целью работы являлось установление закономерностей распада метастабильного твердого раствора при старении сплава 36Mn64Cu с помощью методов механической спектроскопии.

Образцы сплава 36Mn64Cu диаметром 0,51 мм и длиной 45...55 мм подвергали закалке от температуры 830 °C в 10 % водный раствор NaCl и старению при температуре 440 и 540 °C с временем выдержки от 0,17 до 51 ч. Измерения температурной зависимости внутреннего трения (ТЗВТ) и резонансной частоты (Tzf^2) проводили на обратном крутильном маятнике РКМ–ТПИ в интервале температур от -150 до 200 °C со скоростью нагрева и охлаждения 2...5 °C/мин.

На ТЗВТ сплава формируется мартенситный пик, сопровождающийся экстремальным падением резонансной частоты. По положению минимума на Tzf^2 определяли точки мартенситного превращения (МП). Обнаружено, что температуры МП смещаются в сторону более высоких температур с увеличением времени старения. Факт смещения точки МП свидетельствует об изменении состава фазы, претерпевающей превращение. Это дает возможность предположить, что в сплаве 36Mn64Cu, как и в высокомарганцевых сплавах происходит распад γ -твердого раствора по спинодальному механизму. Полученные значения температур МП использовали для определения содержания Mn в обогащенных областях с помощью известной из литературы зависимости M_s (% Mn). При старении 440 °C максимальная концентрация Mn не превышает 83 % и достигается за 25 часов. Повышение температуры старения до 540 °C приводит к более быстрому обогащению за 10 ч, но концентрация Mn не превышает 80 %. Достижимая в сплаве 36Mn64Cu концентрация марганца меньше критической концентрации, соответствующей границе спинодальной области. Это свидетельствует о незавершенности спинодального распада и формировании псевдоравновесного состояния.

Исследование выполнено при поддержке РФФИ в рамках научного проекта 16-42-710770 p_a и Правительства Тульской области (договор ДС/49).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В ПОРОШКОВОМ TiNi

Маркова Г.В., Володько С.С., Алимов И.А.

ФГБОУ ВО "Тульский государственный университет",

Тула, Россия

Galv.mark@rambler.ru

В условиях высокой потребности современной техники в сплавах с памятью формы, в частности, никелиде титана, существует проблема получения в промышленных или полупромышленных объемах заготовок с гарантированным уровнем функциональных свойств. Это обусловлено сложностью обеспечения необходимых температур формовосстановления вследствие сильной концентрационной зависимости температур мартенситного превращения (МП) и наличия вторичных фаз. Объектом данного исследования является порошковый интерметаллид TiNi, полученный на промышленном оборудовании по гидридно-кальциевой технологии, обеспечивающей гомогенность химического и структурного состава в объеме заготовки до 50 кг.

Для изготовления управляющих или силовых элементов конструкций необходимо подвергать заготовки термомеханическому воздействию, которое может повлиять как на температуры, так и на характер мартенситных превращений.

Использовали два вида термомеханической обработки никелида титана, полученного спеканием гидридно-кальциевых порошков – ротационную ковку и поперечно-винтовую прокатку. Ротационную ковку проводили при температурах 600 (РК 600) и 900 °С (РК 900). Суммарная деформация при ротационной ковке составила 53...56 %. Винтовую прокатку осуществляли при 1000 °С с суммарной деформацией 75 %. Определение характеристик МП проводили методами механической спектроскопии с использованием обратного крутильного маятника. По полученным температурным зависимостям внутреннего трения (ТЗВТ) и квадрата резонансной частоты ($T3f^2$) определяли температуры прямого и обратного мартенситных превращений, величину термического гистерезиса, последовательность реализуемых превращений.

На ТЗВТ спеченного TiNi формируются мартенситные максимумы, обусловленные развитием двух последовательных МП: B2→R→B19' при охлаждении и B19'→R→B2 при нагреве. В сплаве после РК при нагреве обнаружен один мартенситный максимум, т.е. мартенситное превращение реализуется в одну стадию – B19'→B2. При охлаждении формируется два пика ВТ, обусловленных превращениями B2→R→B19'. Это показывает, что ротационная ковка приводит к изменению последовательности МП в TiNi. После винтовой прокатки сохраняется реализация превращений B2→R→B19' при охлаждении и B19'→R→B2 при нагреве.

Винтовая прокатка, как и ротационная ковка приводит к повышению температур МП всех типов. Температурный гистерезис превращения R↔B19' возрастает, а для перехода B2↔R отмечено лишь слабое повышение гистерезиса.

Метод механической спектроскопии позволил также оценить изменение уровня рассеяния энергии в области температур МП при термомеханическом воздействии разного типа.

Исследование выполнено при поддержке гранта РФФИ 17-03-00360

ГИСТЕРЕЗИС ПРИ ЗЕРНОГРАНИЧНОМ ДВИЖЕНИИ ГРАНИЦ НАКЛОНА В ЦИНКЕ

Сурсаева В.Г.

Россия, Черноголовка, Институт физики твёрдого тела РАН, sursaeva@issp.ac.ru

Гистерезис зернограничной подвижности — неоднозначная петлеобразная зависимость зернограничной подвижности от обратной температуры при её циклическом изменении. Вне зоны гистерезиса, которая ограничена верхней и нижней точками смыкания петли гистерезиса, наблюдается совпадение значений зернограничной подвижности от обратной температуры. Подвижность границы является её внутренним свойством. Поэтому для каждой границы при заданных условиях (температура, давление) подвижность имеет единственное значение. Однако экспериментальные исследования показывают, что значения подвижности часто зависят от нескольких дополнительных факторов и принимают разные величины при одной и той же температуре. Зависимость подвижности границы от различных условий, сопутствующих движению границ вызывает появление гистерезиса зернограничного движения. В вершине зернограничной петли как правило имеется ребро. На рис.1 приведены зависимости угла между касательными в точке выхода ребра на поверхность для эксперимента ступенчатого нагрева (●) и охлаждения (■). Значение угла для эксперимента ступенчатого охлаждения колеблется $85 \div 95^\circ$. Значение угла для эксперимента ступенчатого нагрева растёт с ростом температуры от 90° до 100° . На Рис.2. приведена температурная зависимость зернограничной подвижности для эксперимента ступенчатого нагрева, (●) и для эксперимента ступенчатого охлаждения (■). Зависимость носит активационный характер. При $360\text{--}380^\circ\text{C}$ подвижность не меняется, при 390°C подвижность границы резко возрастает, после чего при дальнейшем повышении температуры растёт активационно с энтальпией активации 4 эВ. Подвижность возрастает на три порядка. При снижении температуры наблюдается гистерезис: резкое снижение подвижности с энтальпией активации 4 эВ. Можно предположить, что подобный ход температурной зависимости связан с тормозящим влиянием ребра в вершине петли. При нагреве угол возрастает и торможение снижается. При охлаждении угол в вершине практически не меняется.

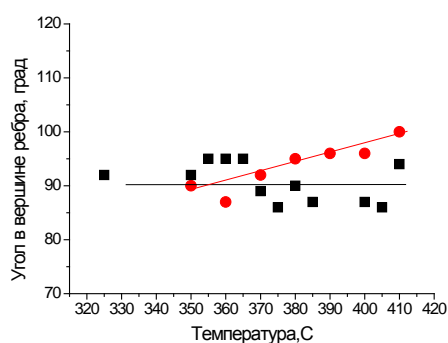


Рис.1. Температурная зависимость угла в вершине полупетли с ребром (граница наклона $[10\bar{1}0]$ с углом разориентации 53°) красные точки (●) соответствуют схеме ступенчатого нагрева, а чёрные точки (■) соответствуют схеме ступенчатого охлаждения

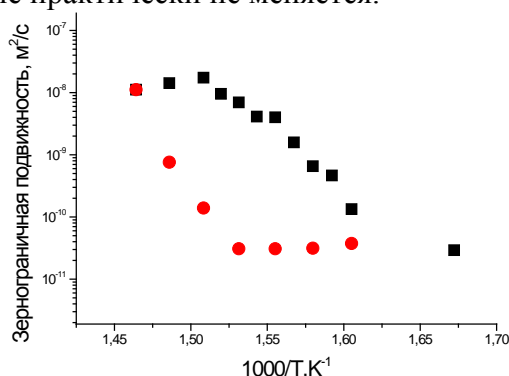


Рис.2. Температурная зависимость подвижности полупетли с ребром (граница наклона $[10\bar{1}0]$ с углом разориентации 53°) красные точки (●) соответствуют схеме ступенчатого нагрева, а чёрные точки (■) соответствуют схеме ступенчатого охлаждения

Автор благодарит РФФИ за финансовую поддержку направления исследований в рамках программы № 19 03 00168

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ TiNi-TiCu С БОЛЬШИМ СОДЕРЖАНИЕМ МЕДИ

Ситников Н.Н.¹, Шеляков А.В.², Сундеев Р.В.³, Хабибуллина И.А.¹

¹ ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г. Москва, Российская Федерация

² НИЯУ «МИФИ», г. Москва, Российская Федерация

³ ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Российская Федерация

Методом сверхбыстрой закалки из расплава со скоростью охлаждения около 10^6 °C/c были получены тонкие ленты сплава $Ti_{50}Ni_{50-x}Cu_x$ ($x=30, 32; 34; 36; 38$ ат.%). Полученные образцы сплавов изучены с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии, рентгеновского дифракционного анализа, дифференциальной сканирующей калориметрии и термомеханического анализа.

При нагреве в калориметре сплавов с содержанием меди 30, 32 и 34 ат. % на кривых ДСК в интервале температур $440\div 460$ °C наблюдается один характерный пик выделения тепла, ответственный за кристаллизацию из аморфного состояния, а в сплавах с содержанием меди 36 и 38 ат. % интервале температур $415\div 470$ °C наблюдаются два отдельных пика выделения тепла. Было установлено, что при кристаллизации в сплаве с содержанием меди 30 ат. % формируется однофазная кристаллическая структура с аустенитной фазой типа *B2*, которая при охлаждении превращается в мартенситную фазу типа *B19*. В сплаве с 32 ат.% меди при кристаллизации вместе с фазой типа *B2* возникает в небольшом количестве фаза типа *B11* (Ti-Cu), а в сплавах с содержанием меди 34, 36 и 38 ат.% при термической кристаллизации происходит преимущественное формирование структуры *B11*. Термомеханические исследования показали, что в сплавах с содержанием меди 30 и 32 ат.% меди мартенситное превращение $B2\leftrightarrow B19$ сопровождается проявлением эффекта памяти формы. Мартенситное превращение $B2\leftrightarrow B19$ и эффект памяти формы в сплаве с 34 ат.% меди слабо выражен. Сплавы с содержанием меди 36 и 38 ат. % являются хрупкими, в них не наблюдаются каких-либо структурных превращений, и как следствие, эффектов памяти формы, не обнаружено.

В работе для предотвращения формирования хрупких фаз Ti-Cu в процессе кристаллизации аморфных сплавов TiNi-TiCu с большим содержанием меди проведена предварительная обработка аморфного состояния в условиях больших пластических деформаций кручением под гидростатическим давлением в камере Бриджмена [1]. Интенсивная пластическая деформация способствует накоплению запасенной энергии в продеформированных сплавах, которая в свою очередь может приводить к более низкотемпературной кристаллизации, чем в необработанных материалах [2], что препятствует образованию нежелательных фаз Ti-Cu. Исследовано влияние параметров интенсивной пластической деформации на характеристики мартенситного превращения и эффекты памяти формы в сплавах.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-02-00805\18.

1. Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Печина Е.А. и др., Деформационное поведение аморфно-кристаллического слоистого композита $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ при различных условиях кручения в камере Бриджмена. Известия РАН. Серия физическая, 2015, т. 79, № 9, с. 1305-1310.
2. Sundeev R.V., Shalimova A.V., Glezer A.M. and at.al., In situ observation of the «crystalline-amorphous state» phase transformation in Ti_2NiCu upon high-pressure torsion. Materials Science & Engineering A, 2017, v. 679, pp. 1-6.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ TiNiCu

Хабибуллина И.А., Митин Д.И.

ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г. Москва, Российская Федерация

Особенностью быстрозакаленных сплавов системы TiNi–TiCu с большим содержанием меди, полученных методами спиннингования расплава или планарного литья, является то, что при высоких скоростях охлаждения данные сплавы могут быть получены в аморфном состоянии. После термообработки в них наблюдается ярко выраженный эффект памяти формы (ЭПФ), свойства которого в значительной степени определяются структурными параметрами сплава. Целью данной работы было исследование влияние параметров электроимпульсной кристаллизации на микроструктуру и термодеформационные характеристики сплавов.

Сплавы $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ были получены со скоростью охлаждения 10^6 К/с в виде ленты толщиной $30\div 40$ мкм. Образцы сплава подвергались динамической кристаллизации с помощью одиночного импульса электрического тока с варьируемой длительностью от 5 до 100 мс. Для сравнения были также получены образцы, подвергнутые изотермической кристаллизации в печи по стандартной методике со временем выдержки 300 с.

Электронно-микроскопические и калориметрические исследования показали, что образцы в исходном состоянии являются аморфными. Кристаллизация аморфного сплава TiNiCu при всех режимах термообработки приводит к образованию $B2$ фазы, при охлаждении происходит фазовое мартенситное превращение $B2-B19$. Микроструктура динамически и изотермически кристаллизованных образцов, наблюдаемая с помощью СЭМ в поперечном сечении, имеет кардинальные отличия. Главное из них заключается в том, что в динамически кристаллизованных сплавах присутствует неоднородное распределение кристаллов по толщине ленты: вблизи поверхностей ленты наблюдается столбчатая структура кристаллов с характерными размерами $400\div 700$ нм, в то время как в объеме ленты сформировалась однородная более крупнозернистая микроструктура с размером зерна от 2 до 10 мкм, имеющая субзернистую структуру с размером кристаллитов $100\div 300$ нм. Во всех термообработанных образцах наблюдается ярко выраженный эффект памяти формы, причём при уменьшении длительности электроимпульсной кристаллизации наблюдается некоторое снижение критических температур фазовых превращений.

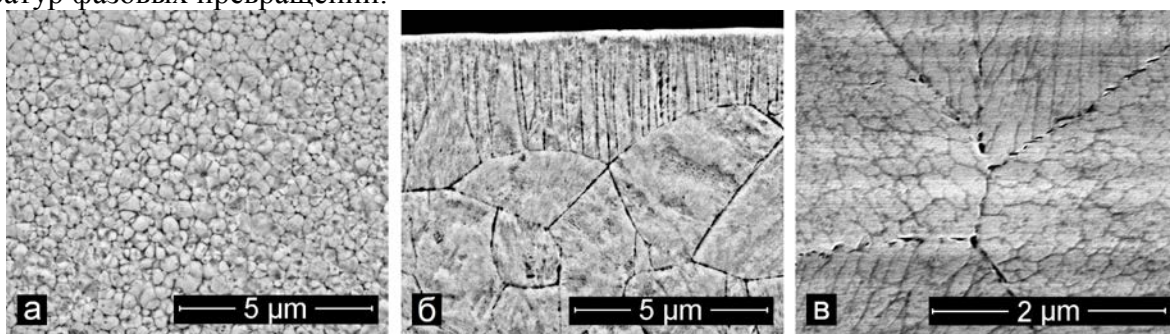


Рис. 1. РЭМ изображения микроструктуры поперечного сечения лент сплавов $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ после изотермической (а) и динамической кристаллизации с длительностью воздействия 5 мс (б, в)

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-32-00866\18.

КОРРОЗИОННАЯ УСТАЛОСТЬ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЬФА- И ПСЕВДО-АЛЬФА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Берендеев Н.Н., Мурашов А.А., Галаева Е.А., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В.

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия,
nokhrin@nifti.unn.ru

Целью работы является изучение особенностей коррозионно-усталостного разрушения высокопрочных мелкозернистых (МЗ) титановых сплавов ПТ7М (Ti–2.2Al–2.5Zr), применяемых для изготовления теплообменного оборудования современных ядерно-энергетических установок. Формирование МЗ структуры проводилось методом ротационнойковки (РК) с использованием машины R5-4-21 при комнатной температуре путем деформации прутка $\varnothing 20$ мм в пруток $\varnothing 6$ мм. Испытания цилиндрических образцов (тип II по ГОСТ 25.502-79) проводились в 3%-ном растворе NaCl по схеме «консольный изгиб». Кривые усталости σ_a -lg(N) анализировались с использованием уравнения Басквина: $\sigma_a = A \cdot N^q$, где A и q – численные коэффициенты.

Величина предела выносливости σ_{-1} для сплава в состоянии поставки составляет 320-330 МПа, а после РК – 570-590 МПа. Отметим, что формирование МЗ структуры приводит к изменению угла наклона кривой σ_a -lg(N) – величина A увеличивается от 750 МПа до 2805-3245 МПа. Увеличение температуры 30-минутного отжига от 500 °С до 650 °С при амплитуде $\sigma_a = 600$ МПа приводит к уменьшению долговечности МЗ сплава от $7 \cdot 10^5$ до $1.5 \cdot 10^5$ циклов нагружения. Условный предел выносливости после отжига 650 °С (30 мин) уменьшается до ~500 МПа.

Интересно отметить немонотонный характер зависимости угла наклона кривой усталости σ_a -lg(N) от температуры отжига – отжиг при $T_{отж} = 500$ °С приводит к уменьшению параметра A от 2805-3245 до 1480 МПа. Начало интенсивного роста зерен при $T_{отж} = 550$ -600 °С приводит к увеличению A до 4810 МПа, а дальнейшее повышение $T_{отж}$ до 650 °С приводит к уменьшению A до 1570 МПа. Это достаточно неожиданный результат, поскольку обычно предполагается, что с увеличением температуры отжига МЗ сплавов угол наклона зависимости σ_a -lg(N) монотонно уменьшается.

Анализ результатов фрактографических исследований показывает, что разрушение крупнокристаллического и МЗ сплава имеет смешанный хрупко-вязкий характер – на изломе образцов в зоне стабильного роста трещины наблюдаются фасетки внутризеренного скола и усталостные бороздки. Зона долома имеет вязкий тип разрушения. В зоне зарождения микротрещин наличие множественных фасеток внутризеренного скола свидетельствует о внутризеренном зарождении микротрещин.

Для объяснения немонотонного характера зависимости $A(T_{отж})$ используется модель, в соответствии с которой угол наклона кривой σ_a -lg(N) пропорционален свободной энергии преодоления точечных препятствий решеточными дислокациями в зоне пластической деформации перед вершиной трещины. В МЗ металлах существенное влияние на движение дислокаций оказывают далекодействующие поля внутренних напряжений (σ_{int}), создаваемые дефектами попавшими в границы зерен. В процессе отжига мигрирующие границы зерен «заматают» из кристаллической решетки дислокации, что приводит к повышению плотности дефектов на границах зерен и, как следствие, к увеличению σ_{int} . При дальнейшем повышении $T_{отж}$ величина σ_{int} уменьшается вследствие повышения скорости диффузионной аннигиляции дефектов на границах зерен и уменьшения плотности решеточных дислокаций. Немонотонный характер изменения σ_{int} при отжиге приводит к немонотонному изменению свободной энергии преодоления препятствий решеточными дислокациями.

Работа выполнена при поддержке РФФ (грант №16-13-00066).

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВ WC-Co С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА

Болдин М.С., Ланцев Е.А., Андреев П.В., Сметанина К.Е., Мурашов А.А.,
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Малехонова Н.В.

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия
nokhrin@nifti.unn.ru

Целью работы является исследование влияния углерода на кинетику спекания ультрамелкозернистых (УМЗ) твердых сплавов WC-Co.

В качестве исходных материалов использованы микронные порошки карбида вольфрама α -WC (Alfa-Aesar) с различным содержанием углерода, содержание которого в исходных порошках было меньше равновесной концентрации $C_{\text{равн}}=6.14$ вес.%. Кобальт и свободный углерод ($C_{\text{изб}}$) вносился в порошки WC-10%Co путем их перемешивания с коллоидным графитом в планетарной мельнице. Электроимпульсное плазменное спекание (ЭИПС) проводилось в установке DR. Sinter model SPS-625 в режиме твердофазного (1100 °C) и жидкофазного (1400 °C) спекания.

Результаты РФА показывают, что в образцах спеченных без $C_{\text{изб}}$ кроме основных двух фаз гексагонального карбида вольфрама и кубического кобальта было зафиксировано наличие η -фазы состава $\text{Co}_3\text{W}_3\text{C}$. Установлено, что увеличение $C_{\text{изб}}$ приводит к уменьшению объемной доли η -фазы с одновременным увеличением плотности образцов. Введение в твердый сплав $C_{\text{изб}} = 0.3\%$ позволяет полностью устранить образование η -фазы в случае твердофазного спекания, а добавление $C_{\text{изб}} = 0.4\%$ - в случае жидкофазного ЭИПС. Плотность спеченных образцов при этом превышает 99.5%. Средний размер зерна в твердофазно-спеченном образце составляет 0.24 мкм, а в образце полученном методом жидкофазного ЭИПС – 0.8–0.9 мкм.

Для исследования влияния температуры изотермической выдержки на кинетику твердофазного спекания температура варьировалась от 750°C до 1000°C с шагом 50°C. Анализ изотермических кривых усадки с использованием уравнения степенной ползучести показал, что на первой стадии спекания Q_s составляет 7–9 kT_m , что близко к значению Q_s , рассчитанной с помощью модели Янга-Катлера. Полученные значения близки к энергии активации зернограничной диффузии в кобальте. Это позволяет сделать заключение о том, что на начальной стадии ЭИПС кинетика уплотнения порошков WC-Co контролируется интенсивностью ползучести кобальта.

Анализ кривых уплотнения в режиме непрерывного нагрева проводился с использованием модели Янга-Катлера, позволяющей по углу наклона зависимости усадки от температуры спекания в координатах $\ln(T(d\varepsilon/dT)) - T_m/T$ определить значению энергии активации процесса спекания Q_s . Зависимости усадки от температуры нагрева в координатах $\ln(T(d\varepsilon/dT)) - T_m/T$ имеют ярко выраженный двухстадийный характер с максимумом в интервале температур от 900 до 1000°C, который означает, что при этих температурах происходит смена механизма ЭИПС. Анализ полученных результатов показал, что энергия активации на первой стадии ЭИПС составляет 8–11 kT_m и не зависит от $C_{\text{изб}}$. На второй стадии Q_s уменьшается от 35 до 19–20 kT_m при увеличении $C_{\text{изб}}$ от 0 до 0.5%.

Показано, что смена механизмов спекания при низких температурах (900-950°C) возможна в случае растворения атомов вольфрама и углерода в кобальте, что приводит к формированию твердого раствора замещения, повышению энергии активации ползучести и замедлению процесса спекания. Сделанный вывод подтвержден анализом результатов РФА.

Работа выполнена при поддержке РФФ (грант №18-73-10177).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ WC-Co, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИХ НАНОПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Болдин М.С., Ланцев Е.А., Сахаров Н.В., Андреев П.В., Сметанина К.Е.,
Мурашов А.А., Благовещенский Ю.В., Исаева Н.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н.

¹ ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

² ИМЕТ РАН, Москва, Россия

nokhrin@nifti.unn.ru

Целью работы является исследование влияния углерода на кинетику электроимпульсного плазменного спекания (УМЗ) твердых сплавов из плазмохимических нанопорошковых композиций WC-Co. В качестве исходных материалов использованы нанопорошки карбида вольфрама с различным содержанием углерода, содержание которого в исходных нанопорошках (C_n) было меньше равновесной концентрации $C_{равн}=6.14$ вес.%. Кобальт (3, 6, 10%) на поверхность наночастиц наносился методом осаждения из раствора. Свободный углерод $C_{изб}$ вносился в нанопорошки WC-Co-VC путем их перемешивания с коллоидным графитом. ЭИПС осуществлялось на установке Dr.Sinter model SPS-625.

Проведенные исследования показывают, что зависимость $\rho/\rho_{th}(T_{sps})$ имеет немотонный характер с максимумом. В частности, для сплава WC-10Co-1VC ($-n = 5.29\%$) увеличение температуры ЭИПС (T_{sps}) от 1000 до 1050 °C ($V_n=30$ °C/мин) приводит к повышению плотности от 95.5 до 96.3%, а при дальнейшем повышении T_{sps} до 1100 °C плотность уменьшается до $\rho/\rho_{th} = 96.09\%$. Объемная доля частиц η -фазы при этом практически не изменяется и варьируется в интервале от 12% до 14%. При ЭИПС формируется бимодальная структура и при повышении T_{sps} наблюдается увеличение среднего размера зерна (d) и увеличение объемной доли крупных (f_a) зерен: для сплава WC-10Co-1VC повышение T_{sps} от 1000 °C до 1100 °C ($V_n=30$ °C/мин) приводит к увеличению d от 1.2 до 2.3-2.4 мкм и увеличению f_a от 3-5 до 56-62%.

Исследования показывают, что увеличение C_n от 5.46 до 5.77% приводит к незначительному уменьшению d от 1.4 мкм до 1.0 мкм, уменьшению f_a от 15-20 до 11-13%, уменьшению объемной доли пор от 3 до 0.7% (средний размер пор составляет 0.2-0.3 мкм), и уменьшению объемной доли η -фазы от 28 до 20%. Одновременно с этим для сплава WC-3Co-0.7VC наблюдается повышение микротвердости (H_v) от 18.5 ГПа до 23 ГПа, трещиностойкости (K_{Ic}) – от 6.2 МПа·м^{1/2} до 8.1 МПа·м^{1/2}.

Отметим, что масштаб влияния углерода C_n (в интервале концентраций 5.09-5.75 вес.%) на структуру, фазовый состав и механические свойства твердых сплавов с 6 и 10%Co оказывается существенно меньше – после ЭИПС в этих сплавах также формируется ярко выраженная бимодальная структура, но при этом d , f_a , объемная доля частиц η -фазы, H_v и K_{Ic} в пределах экспериментальной ошибки не изменяются.

Исследования влияния свободного углерода $C_{изб}$ на структуру и свойства твердых сплавов проводились на примере сплава WC-10Co-1VC с различным начальным содержанием углерода C_n (5.09 и 5.55 вес.%). Проведенные исследования также показывают, что при увеличении $C_{изб}$ наблюдается уменьшение объемной доли η -фазы от 35% до 0% и увеличение f_a от 5 до 40 об.%. Микротвердость при этом достигает 17.9-18.6 ГПа, а трещиностойкость – 9.0-9.2 МПа·м^{1/2}.

Таким образом, что введение свободного углерода позволяет при ЭИПС уменьшить интенсивность образования η -фазы, но провоцирует аномальный рост зерен в сплавах с пониженным содержанием углерода.

Работа выполнена при поддержке РФФ (грант №18-73-10177).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ДИФFUЗИОННОЙ СВАРКИ

Нохрин А.В., Болдин М.С., Ланцев Е.А., Козлова Н.А., Чегуров М.К.,
Востоков М.М., Шадрин Я.С., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

nokhrin@nifti.unn.ru

Целью работы является исследование возможности использования технологии электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС, в иностранной литературе – «Spark Plasma Sintering», SPS) для диффузионной сварки высокопрочных коррозионно-стойких микрокристаллических (МК) титановых сплавов.

В качестве объекта исследования выступали образцы сплава Ti–4.73%Al–1.88%V (промышленное обозначение ПТЗВ). МК структура в сплаве формировалась методом РКУП. Для диффузионной сварки использовалась установка «Dr. Sinter model SPS-625». В крупнокристаллическом (КК) состоянии средний размер зерна варьируется от 10-20 до 50-100 мкм. Средний размер зерна после РКУП составляет 0.2–0.5 мкм.

Анализ зависимостей скорости усадки (S) от температуры нагрева показывает, что в МК образцах процесс сварки начинается при более низких температурах чем для крупнозернистых образцов. Более высокая скорость усадки в образцах КК сплавов связана с низкими механическими свойствами этих образцов – величина предела текучести МК сплава в 1.5–2 раза больше, чем КК сплава. Это приводит к повышению скорости пластической деформации КК сплава по сравнению с МК сплавом при одной и той же величине приложенного напряжения.

Установлено, что в КК сплавах увеличение скорости нагрева (V_n) приводит к уменьшению S , в то время как в МК сплавах при увеличении V_n наблюдается увеличение S . Размер и объемная доля пор в МК образцах оказывается заметно меньше, чем в КК материалах, что обусловлено уменьшением скорости роста зерен в условиях высокоскоростного нагрева. Это сопровождается уменьшением характерного масштаба диффузионного массопереноса χ , величина которого в МК металлах пропорциональна размеру зерна $\chi = d/2$, и, как следствие, к уменьшению характерного времени диффузионного массопереноса $\tau_{diff} = \delta D_b / \chi^3$, где δ – ширина границы зерна, D_b – коэффициент зернограницной диффузии.

Твердость сварных швов МК сплава соответствует твердости основного металла, измеряемой на расстоянии не менее, чем три толщины стенки сварного изделия от края шва. Плотность тока коррозии ($i_{кор}$) сварных соединений из МК сплава оказывается меньше плотности тока сварных соединений из КК сплавов. Отметим, что с повышением температуры сварки различие в коррозионной стойкости между сварными соединениями из КК и МК сплавов увеличивается, что связано с ростом зерен, приводящего при повышении температуры к увеличению локальной концентрации коррозионно-активных примесей на мигрирующих границах зерен сплава.

Анализ показывает, что увеличение скорости нагрева приводит к повышению коррозионной стойкости МК сварных соединений. Плотность тока коррозии $i_{кор}$ для сварного соединения КК и МК сплава полученного при скорости нагрева 50 °C/мин составляет 2.5 и 0.98 мА/см², соответственно, а при скорости нагрева 200 °C/мин – 2.8 и 0.5 мА/см², соответственно. Таким образом можно утверждать, что коррозионная стойкость сварных соединений образцов МК сплавов оказывается выше, чем коррозионная стойкость образцов сварных соединений из КК материалов.

Работа выполнена при поддержке РФФ (грант №16-13-00066).

ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Нохрин А.В., Козлова Н.А., Чегуров М.К., Берендеев Н.Н., Копылов В.И.,
Чувильдеев В.Н., Бобров А.А., Ревва Д.А., Калачева А.А., Шадрин Я.С.

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия
nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объектов исследований выступали сплавы Al–Mg (1, 3, 5Mg) и сплавы Al–Zn (1, 3, 5Zn), полученные литьем. Мелкозернистая смешанная зеренно-субзеренная структура в сплавах формировалась путем холодной прокатки (степень деформации 65, 95%). Ультрамелкозернистая (УМЗ) структура формировалась методом равноканально-го углового прессования (РКУП) при температуре 150-200 °С.

Коррозионные испытания на стойкость к межкристаллитной коррозии (МКК) проводились по ГОСТ 9.021-74 в водном растворе 3% NaCl + 1%HCl. Потенциостатические испытания посредством снятия поляризационных кривых при помощи потенциостата-гальваностата «Р-30S». Испытания на в коррозионной среде (3%-ный водный раствор NaCl) проводились в соответствии с требованиями ГОСТ 25.502-79.

Получены зависимости микротвердости, среднего размера зерна и объемной доли рекристаллизованной структуры от температуры отжига, на основании анализа которых определялась температура начала и окончания рекристаллизации. Установлено, что легирование алюминия магнием (до 5%) приводит к повышению температуры начала рекристаллизации (ТНР) МЗ алюминия от 250°С до 300-350°С. Легирование алюминия цинком (до 5%) приводит к уменьшению ТНР от 250°С до 200°С. Значения ТНР для УМЗ сплавов оказывается на 25–50 °С ниже, чем ТНР для аналогичного МЗ сплава, полученного методом холодной прокатки.

Показано, что деформация прокаткой приводит к незначительному повышению скорости коррозии сплавов Al–Mg, обусловленному накоплению дефектов на границах зерен сплава. В процессе рекристаллизационного отжига, приводящего к уменьшению твердости, наблюдается повышение скорости коррозии, связанное с развитием первичной рекристаллизации. При дальнейшем повышении температуры отжига вновь наблюдается уменьшение скорости коррозии.

Проведены экспериментальные исследования коррозионно-усталостного разрушения алюминия и сплавов Al–Mg в литом и УМЗ состоянии. Показано, что интенсивная пластическая деформация методом РКУП повышает коррозионно-усталостную прочность алюминиевых сплавов, при этом увеличение содержания магния приводит к повышению сопротивления коррозионной усталости, как в случае крупнокристаллических материалов, так и в случае УМЗ материалов. Анализ кривых усталости σ_a -lg(N) с использованием уравнения Баскина $\sigma_a = A \cdot N^q$ показывает, что угол наклона кривой усталости σ_a -lg(N) (параметр A) повышается с увеличением содержания магния при схожих значениях показателя степени. Показано, что поверхность крупнокристаллических образцов после коррозионно-усталостных испытаний содержит признаки развитой язвенной коррозии, в то время как на поверхности УМЗ образцов следы коррозии не обнаруживаются. Отмечено, что область долговечностей от 10^5 до 10^6 циклов для УМЗ материала соответствует диапазону амплитуд напряжений, лежащему ниже предела макроупругости $(0.35-0.7)\sigma_0$. Для крупнокристаллического материала указанный диапазон долговечностей от 10^5 до 10^6 циклов лежит около предела макроупругости или выше его $(0.9-1.6)\sigma_0$.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант №18-13-00306).

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ

Нохрин А.В., Нагичева Г.С., Шадрин Я.С., Мелехин Н.В.,
Степанов С.П.

*ННГУ им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия*
nokhrin@nifti.unn.ru

Целью работы являлось сравнительное исследование структуры, фазового состава и механических свойств промышленных рельсовых сталей различных производителей в различных структурных состояниях.

В качестве объектов исследования выступали рельсовые стали Р65 и их аналоги в исходном состоянии и после длительной эксплуатации (с различным пропущенным тоннажем). Исследовались образцы, вырезанные из центральной головки рельса и зоны катания, подвергающейся наиболее интенсивному износу и разрушению. Для исследования структуры рельсовых сталей использовались методы растровой электронной микроскопии и рентгенофазового анализа (РФА). Для исследования механических свойств использовались методы измерения микротвердости и методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие, позволяющая с высокой точностью определять значения предела макроупругости и физического предела текучести. Анализ уровня внутренних напряжений проводился с использованием методом РФА.

Проведенные электронно-микроскопические исследования показали, что в центральной части головки рельса импортной стали имеет меньшее межпластинчатое расстояние чем в области катания и, как следствие, обладает более высокой микротвердостью. Межпластинчатое расстояние в перлите российских рельсовых сталей практически одинаково (в пределах ошибки измерения и естественного разброса) вне зависимости от области исследования головки рельса.

Сравнительные исследования механических свойств показывают, что металл головки импортных рельсовых сталей обладает существенно более высокими значениями предела макроупругости при схожих значениях предела текучести и микротвердости.

Проведен сравнительный анализ уровня внутренних напряжений в рельсовых сталях в различных структурных состояниях. Показано, что при эксплуатации рельсовой стали наблюдается частичная фрагментация (дробление) частиц цементита и повышение микротвердости.

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОГО МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ti–2.2Al–2.5Zr

Нохрин А.В.¹, Чувильдеев В.Н.¹, Копылов В.И.¹, Чегуров М.К.¹, Тряев П.В.²,
Михайлов А.С.², Ершова А.В.², Табачкова Н.Ю.³, Козлова Н.А.¹, Шадрин Я.С.¹,
Пискунов А.В.¹, Степанов С.П.¹, Лихницкий К.В.¹

¹ ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

² АО «ОКБМ Африкантов», Нижний Новгород, Россия

³ НИТУ «МИСИС», Москва, Россия

nokhrin@nifti.unn.ru

Целью работы является изучение механизмов горячей солевой коррозии (ГСК) в микрокристаллическом (МК) титановом сплаве ПТ7М (Ti–2.2Al–2.5Zr). МК структура в сплаве ПТ7М сформирована методом ротационнойковки (РК). Коррозионные испытания проводились в смеси солей NaCl и KBr при температуре 250 °С, а также электрохимическим методом в водном растворе 0.2%HF+10%HNO₃.

В исходном состоянии сплав имеет пластинчато-игольчатую структуру со строчечным выделением частиц β-фазы по границам α'-фазы титана. Толщина пластин α'-фазы в исходном состоянии составляет ~5-10 мкм. После РК в структуре сплава формируется МК структура со средним размером фрагмента ~0.2–0.5 мкм. Результаты EBSD-анализа показывают, что границы зерен (ГЗ) МК сплава обогащены цирконием – локальная концентрация Zr в решетке составляет ~1.6–2.0%, а на ГЗ – 3.1-3.6%.

Формирование МК структуры приводит к повышению предела текучести $\sigma_{0.2}$ и предела прочности σ_b от 280 до 1070 МПа и от 590 до 1080 МПа, соответственно. Величина относительного удлинения (δ_5) при этом уменьшается от 40 до 6%. Твердость МК сплава в поперечном сечении незначительно уменьшается от 2.9–3.0 до 2.5–2.6 ГПа при переходе от края к центру сечения образца.

Результаты испытаний на ГСК показывают, что в крупнозернистом сплаве ПТ7М наблюдается два типа коррозионных дефектов – коррозионные дефекты первого типа имеют характерный строчечный вид, связанный со строчечным расположением частиц β-фазы в структуре исходного сплава, а коррозионные дефекты второго типа имеют характерный для межкристаллитной коррозии (МКК) вид. Глубина прокорродировавшего слоя в крупнозернистом сплаве составляет 200-300 мкм.

МК сплав имеет иной характер коррозионного разрушения – после 270 ч испытаний наблюдается язвенная коррозия. При увеличении времени испытания до 320 ч одновременно с развитием язвенной коррозии на поверхности МК сплава обнаруживаются следы МКК, а при дальнейшем увеличении времени испытания до 520 ч глубина дефектов МКК в несколько раз превышает глубину язвенной коррозии. Глубина коррозионных дефектов при этом не превышает 70 мкм.

Результаты электрохимических исследований показывают, что при формировании МК структуры плотность тока коррозии i_k в центральной части поперечного сечения образца уменьшается от 1.248 до 1.143 мА/см². Плотность тока коррозии на поверхности образца МК сплава ПТ7М составляет $i_k = 0.802-0.942$ мА/см².

Изменение характера коррозионного разрушения МК сплава с увеличением времени испытания связано с началом рекристаллизации, приводящей к росту зерен. В МК сплавах быстро мигрирующие ГЗ «замегают» из кристаллической решетки атомы коррозионно-опасных легирующих элементов, что приводит к увеличению разности электрохимического потенциала «кристаллическая решетка – ГЗ» и, как следствие, к увеличению скорости МКК в МК титановых сплавах.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант №16-13-00066).

ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ЛИТЫХ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Al-Sc, МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ МАГНИЕМ

Нохрин А.В., Шадрина Я.С., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Пискунов А.В.,
Бобров А.А., Лопатин Ю.Г.

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объектов исследования выступали сплавы Al–0.5Mg с различным содержанием скандия (Sc = 0, 0.1, 0.2, 0.3, 0.4 и 0.5 вес.%). Сплавы получены методом вибрационного литья в вакууме. После литья сплавы закалке и гомогенизации не подвергались. Микрокристаллическая структура в сплавах формировалась методом равноканального углового прессования (РКУП) при температуре 225 °С (число циклов РКУП = 4).

Исследования структуры показали, что при увеличении концентрации скандия более 0.3 вес.% в структуре литого сплава появляются крупные (5–20 мкм) первичные интерметаллиды Al₃Sc, содержащие Mg, Si, Fe. Средний размер первичных частиц после РКУП, приводящего к формированию МК структуры (средний размер зерна $d = 0.75\text{--}1.5$ мкм) практически не изменяется. Микротвердость МК сплава в состоянии после РКУП составляет 540–560 МПа и слабо увеличивается с повышением содержания скандия в твердом растворе и в виде первичных частиц.

Проведены исследования влияния температуры 30-минутного отжига на размер зерна, объемную долю рекристаллизованной структуры, микротвердость, предел макроупругости и предел текучести МК сплавов. Показано, что увеличение содержания скандия до 0.3 вес.% приводит к повышению температуры начала разупрочнения МК сплава Al–0.5Mg от 125–150 °С до 300–350 °С. Дальнейшее повышение содержания скандия до 0.5 вес.% не оказывает заметного влияния на термическую стабильность МК структуры. Установлено, что для МК сплавов с 0.3–0.5 вес.% Sc на зависимостях микротвердости от температуры отжига наблюдается максимум упрочнения, соответствующий температурам отжига 325–375 °С при которых микротвердость МК сплавов повышается до 930 МПа (для МК сплава Al–0.5Mg–0.3Sc) и 1050 МПа (для МК сплава Al–0.5Mg–0.4Sc). При дальнейшем повышении температуры 30-минутного отжига до 450 °С наблюдается быстрое уменьшение микротвердости до 500–550 МПа. Микротвердость МК сплава Al–0.5Mg после отжига 450 °С (30 мин) составляет 370–380 МПа.

На основе анализа данных по электросопротивлению построены зависимости объемной доли частиц Al₃Sc от времени и температуры отжига, для анализа которых использовалась модель когерентного распада твердого раствора. Кинетика распада была описана уравнением Джонсона-Мела-Аврами-Колмогорова: $W = 1 - \exp\{-(t/\tau)^n\}$ (W – степень распада, $\tau = \tau_0 \exp(Q/kT)$ – характерное время распада). Определены значения параметров n и Q , характеризующих кинетику когерентного распада. Определены механизмы выделения частиц в литых и МК сплавах. Показано, что d МК сплавах частицы выделяются преимущественно на дислокациях и на мигрирующих границах зерен.

Работа выполнена при поддержке РНФ (грант №18-13-00306).

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИТЫХ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОЛОВЯННЫХ БРОНЗ

Нохрин А.В., Шадрин Я.С., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Пискунов А.В.,
Бобров А.А., Лопатин Ю.Г.

ННГУ им. Н.И. Лобачевского, Нижний Новгород, Россия

nokhrin@nifti.unn.ru

В качестве объекта исследования выступала высокочистая медь М00к и оловянные бронзы с различным содержанием олова (Cu–1Sn, Cu–2Sn, Cu–3Sn), хромовая бронза Cu–0.4Cr, а также хром-оловянные бронзы Cu–1Sn–0.4Cr, Cu–2Sn–0.4Cr, Cu–3Sn–0.4Cr. Сплавы были получены методом индукционного литья в вакууме. Закалка и гомогенизация сплавов не проводилась. Микрокристаллическая (МК) структура формировалась методом прокатки при комнатной температуре (суммарная степень деформации составляла 65% и 95%) и методом равноканального углового прессования (РКУП) при температуре 200 °С.

Показано, что в литом состоянии олово образует неоднородный твердый раствор с повышенной сегрегацией по границам дендритов меди. Увеличение содержания олова в сплаве более 1 вес.% приводит к увеличению размера и числа сегрегационных зон обогащенных оловом, при этом концентрация олова вне зон сегрегации остается примерно постоянной (~0.8–1 вес.%) и не зависит от содержания олова в сплаве. Пластическая деформация сплавов Cu–Sn и Cu–Sn–Cr прокаткой или РКУП не оказывает существенного влияния на характер распределения олова в сплаве.

Исследования термической стабильности показывают, что легирование МК меди оловом приводит к повышению температуры начала рекристаллизации T_1 до 300–350 °С. Значения температуры T_1 в МК сплавах Cu–Sn полученных методом РКУП в пределах экспериментальной ошибки соответствуют температуре начала рекристаллизации в прокатанных сплавах Cu–Sn. Анализ результатов исследований кинетики первичной рекристаллизации (зависимостей объемной доли рекристаллизованной структуры от времени отжига при различных температурах) с использованием уравнения Авраами показывает, что легирование МК меди оловом приводит к повышению энергии активации первичной рекристаллизации Q_{R1} от 4.6–5.2 до 9.6 kT_m . Степень деформации не оказывает существенного влияния на энергию активации первичной рекристаллизации (в пределах экспериментальной погрешности $\pm 1.5 kT_m$).

Энергия активации распада твердого раствора определялась на основании анализа зависимостей удельного электросопротивления от времени отжига с использованием уравнения Мела-Авраами-Джонса-Колмогорова. Проведенные исследования показали, что в литых сплавах кинетика распада имеет двухстадийный характер, интенсивность которого контролируется процессом объемной диффузии при низких температурах отжига и диффузией по ядрам решеточных дислокаций при высоких температурах отжига. Кинетика выделения частиц хрома в мелкозернистых сплавах Cu–Cr и Cu–Cr–Sn, полученных методом РКУП, имеет иной характер и определяется интенсивностью выделения частиц второй фазы на ядрах решеточных дислокаций, поглощаемых мигрирующими границами зерен. Установлено, что увеличение содержания олова в сплаве приводит к повышению энергии активации распада твердого раствора хрома в мелкозернистой меди.

Исследование микротвердости сплавов Cu–Cr с различным содержанием олова после старения показывает, что «введение» олова приводит к уменьшению интенсивности разупрочнения мелкозернистой хромовой бронзы и формированию более мелкозернистой структуры.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №17-03-01198).

ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ

Пятерикова В.В., Грязнов М.Ю., Берендеев Н.Н., Шотин С.В.

*ННГУ им. Н.И. Лобачевского,
Нижний Новгород, Россия,
vvkorotkova@list.ru*

Целью работы является исследование особенностей процесса коробления металлических образцов, получаемых методом селективного лазерного сплавления (СЛС), с использованием методов математического моделирования путем построения и анализа термомеханического поведения изделия, находящегося на платформе. Основные задачи работы состояли в экспериментальном исследовании коробления при изготовлении металлических образцов методом СЛС; математическом моделировании особенностей коробления образцов при различных режимах сплавления на различных платформах.

Для изготовления образцов из порошка нержавеющей стали марки 316L использовалась технология СЛС (установка Realizer SLM 100). Контроль поверхности готовых изделий был проведен с использованием микрометра. Было исследовано 72 образца (с различными параметрами сплавления) с целью качественного и количественного анализа раскрытия взаимодействующих поверхностей, наличие которых определяло момент потери устойчивости формы образцов. Для реализации задачи численного моделирования напряженно-деформированного состояния физического процесса изготовления образцов с помощью технологии СЛС был использован программный комплекс ANSYS Workbench.

В работе экспериментально определены параметры коробления образцов стали 316L, полученных по различным режимам СЛС. Было установлено, что разрушение происходит внутри образца. Проведена количественная оценка раскрытия взаимодействующих поверхностей.

На основании экспериментальных результатов было проведено исследование хода и анализа процесса коробления с использованием методов численного моделирования путем построения и анализа термомеханического поведения изделия, находящегося на поверхности платформы с учетом модели накопления повреждений. В ходе численного моделирования были подобраны константы CZM-модели в случае разнородных материалов, на которых наблюдается коробление. Проведена верификация констант для случая отсутствия коробления, в случае однородных материалов. Установлено хорошее качественное и количественное согласование экспериментальных данных с результатами решения термомеханической задачи, поставленной и реализованной с использованием пакета ANSYS Workbench.

ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА NbMoC

Прохоров Д.В., Карпов М.И.

Институт физики твёрдого тела Российской академии наук, Черноголовка, Россия
prohorov@issp.ac.ru

По данным, полученным [1] в сплавах на основе ниобия с интерметаллидным упрочнением (силицидами и алюминидами) при 1300–1350°C наблюдается рост скорости деформации ползучести. В связи с этим, возникает интерес, связанный с поиском более тугоплавких упрочняющих фаз, примером которых могут быть карбиды. Настоящая работа посвящена исследованию сплавов на основе ниобия с карбидным упрочнением.

Структура исследуемых образцов сплавов морфологически представлена разреженными колониями карбидов, которые вытянуты вдоль направления роста и ориентированы под углом 30–45 градусов к ней. По данным сканирующей электронной микроскопии и рентгеноспектрального микроанализа композиты состоят из матрицы твердого раствора на основе молибдена – Mo_{ss} (светлые выделения толщиной от 1 до 20 мкм) и армирующей фазы – сложных карбидов на основе ниобия, часть которого заменена молибденом. Средний диаметр колоний эвтектики варьирует от 20 до 50 мкм. Размер первичных дендритов карбидов находится в диапазоне 20–60 мкм, а размер частиц карбида в эвтектике 0,4–1 мкм.

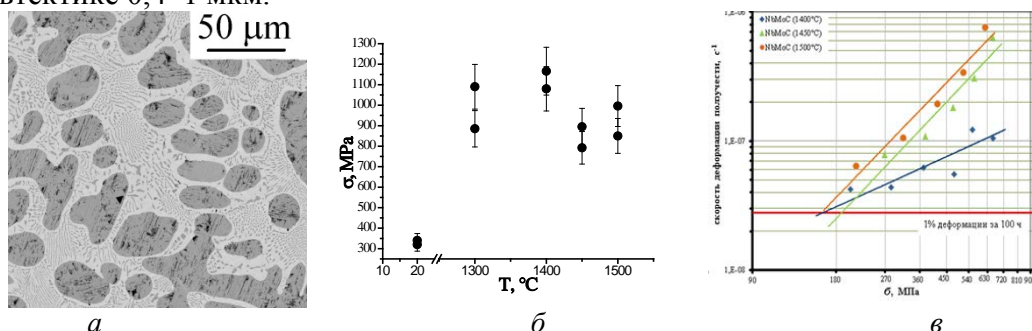


Рис. 1. Характерная микроструктура образцов с карбидным упрочнением (а), зависимость предела кратковременной прочности от температуры испытания Nb40Mo40C20 сплава и оценка зависимости скорости деформации ползучести от напряжения при $T=1400-1500^{\circ}\text{C}$ (б).

Испытания на кратковременную прочность (рис. 1 б) проводили при температурах от комнатной до 1500°C. Несмотря на значительный разброс, средние значения предела кратковременной прочности снижались с увеличением температуры испытания с 310 МПа при 1200°C до 240 МПа при 1300°C Nb80C20 сплава и с 1150 МПа при 1400°C до 900 МПа при 1500°C Nb40Mo40C20 сплава. Невысокие значения прочности второго сплава равные 330 МПа при комнатной температуре возможно объяснить низкой трещиностойкостью 4,6-5,2 МПа•м^{1/2}, сопоставимой с трещиностойкостью прессованного оксида алюминия, и высокой чувствительностью материала к обработке поверхности.

Оценка скорости деформации ползучести в зависимости от напряжения при различных температурах представлена на рисунке 1 в. Из рисунка видно, что 100 часовая прочность Nb40Mo40C20 сплава при температурах 1400-1500°C находится в диапазоне 160-190 МПа, тогда как у нелегированного Nb80C20 сплав составила 50 МПа при 1300°C и 110 МПа при 1200°C. Минимальная скорость деформации ползучести достигается при 1450°C и составляет $2,78 \cdot 10^{-8}$ час⁻¹ при напряжении 190 МПа.

Работа выполнена в рамках государственного задания.

1. Karpov M., Vnukov V., Korzhov V., Prohorov D., Stroganova T., Zheltyakova I., Gnesin B., Gnesin I., Svetlov I. High temperature mechanical properties of composites based on the niobium-silicon system, RM 60, 19th Plansee Seminar, 29 May – 2 June, 2017 in Reutte, Austria.

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СПЕКТРОВ ВСТРЕЧАЮЩИХСЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ Cu–Ag И Cu–In

Страумал А.Б., Цой К.В., Мазилкин И.А., Асланян Г.Г.

Институт Физики Твердого Тела РАН, Черноголовка, Россия
a.str@issp.ac.ru

Исследование спектра встречающихся границ зерен очень важная задача в современном материаловедении и, в частности, в изучении поверхностных эффектов вроде диффузии, поверхностных фазовых переходов и сегрегации. Различное соотношение границ совпадающих узлов, общих границ зерен с разными углами разориентировки и малоугловых границ зерен может существенно влиять на макроскопические свойства материала. Чем больше в системе границ зерен с большой энергией, тем легче по ним идет зернограничная диффузия, больше границ смачивается при протекании фазового перехода смачивания, легче протекает сегрегация примесей и труднее дислокациям преодолевать поликристалл при деформации. Границы с низкой энергией наоборот не способствуют диффузии, но при этом они сохраняют структурную целостность образца, если по границах с высокой энергией уже выделилась жидкая фаза при высокой температуре.

Изучение спектра встречающихся границ зерен производилось нами при помощи методики дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЕ) (EBSD) в связке с изучением смачивания на границах зерен, составляющих изучаемый спектр. На примере изучения спектра встречающихся границ зерен в системе Cu–In мы видим, что информация о температурах смачивания найденных нами границ зерен позволяет оценить их энергию [1].

Помимо изучения собственно спектра границ в отдельных системах огромный интерес представляет вопрос влияния второго элемента на формируемую структуру материала и на спектр встречающихся границ зерен, в частности. Для изучения влияния второго элемента мы произвели сравнение данных о смачивании и спектре границ зерен двух систем на основе меди. В системе Cu–Ag наблюдается намного меньше границ совпадающих узлов, таких как $\Sigma 3$, $\Sigma 5$ и $\Sigma 7$, а, следовательно, больше границ общего типа с высокой энергией. Это подтверждается и данными о протекании зернограничного фазового перехода смачивания. Тогда как в системе Cu–In всего 95% границ зерен достигает полного смачивания, в системе Cu–Ag только малая доля малоугловых границ зерен не достигает полного смачивания. Такое различие в влиянии серебра и индия может быть обусловлено тем, что у серебра с медью положительная энтальпия смешения, а у индия – отрицательная.

Эта работа была поддержана Российским Фондом Фундаментальных Исследований (Грант 18-33-00473)

1. [1] A.B. Straumal, V.A. Yardley, B.B. Straumal, A.O. Rodin. *J Mater Sci* **50** (2015) 4762–4771
2. DOI 10.1007/s10853-015-9025-x

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА МАГНИЕВОГО СПЛАВА С КЕРАМИКОЙ, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Страумал П.Б., Мартыненко Н.С., Добаткин С.В.

*Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»,
Москва, Россия*

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии
и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва*
straumal.peter@yandex.ru

Целью данной работы является исследование возможности повышения прочностных и коррозионных свойств сплава WE43 путем внесения в него частиц оксидов различных металлов и последующей обработки путем интенсивной пластической деформации (ИПД) методом кручения под высоким давлением (КВД). Для этого исследовался фазовый состав и свойства интенсивно пластически деформированных металлокерамических композитов на основе магниевого сплава WE43, модифицированного оксидами алюминия и цинка. Сплав WE43, содержащий редкоземельные металлы (РЗМ), является одним из самых популярных медицинских магниевых сплавов. Легирование с помощью РЗМ улучшает коррозионную стойкость магния, а также увеличивает его прочность. Другим методом повышения прочностных характеристик является ИПД, приводящая к образованию ультрамелкозернистой структуры (УМЗ) в магнии и его сплавах. Такая структура обеспечивает значительное упрочнение, а также приводит к повышению коррозионной стойкости и уменьшению выделения газа.

Для равномерного внесения оксидных частиц сплав WE43 измельчался и на его поверхность наносились пленки оксида цинка и алюминия. После чего полученный композит подвергли ИПД путем КВД под давлением 6 ГПа на 5 оборотов. Под действием ИПД мобильность атомов и скорость массопереноса повышается до степени, характерной для диффузии при отжиге при температурах порядка 700-900°C. Это приводит к изменению фазового состава. Оксидные частицы при этом могут оказывать влияние на степень изменения фазового состава, а также упрочнять нанокристаллические сплавы после деформации.

Данные микрорентгеноспектрального анализа, полученные в процессе сканирующей электронной микроскопии показывают, что состав включений второй фазы в сплаве WE43 после КВД меняется при внесении в него оксидов алюминия и цинка.

Микротвердость образцов после КВД также меняется при внесении в образцы оксидов алюминия и цинка. Она составила для чистого WE43 - 1299 МПа, WE43 с оксидом алюминия - 573 МПа, а для WE43 с оксидом цинка 855 МПа. Наибольшее падение микротвердости наблюдается для образца с оксидом алюминия, что коррелирует с изменением состава включений второй фазы этого образца.

Исследование коррозионных свойств в физрастворе при 37°C показало, что коррозия образца с оксидом алюминия аналогична коррозии литого сплава, а коррозия образца с оксидом цинка в 4 раза быстрее.

Таким образом показано, что модификация порошка магниевого сплава WE43 оксидами алюминия и цинка приводит к изменению фазового состава полученного композита в процессе ИПД и, соответственно, изменению его свойств.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда (проект № 17-72-10304).

ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЛАМЕЛЕЙ С ПОМОЩЬЮ ДВУХЛУЧЕВЫХ СКАНИРУЮЩИХ ЭЛЕКТРОННЫХ МИКРОСКОПОВ TESCAN (ЧЕХИЯ)

Владимиров А. В., Лукашова М. В.

ООО «ТЕСКАН», г. Москва, Россия,
aleksandr.vladimirov@tescan.ru

При изучении фазовых превращений зачастую необходимо изучать не сами фазы, а межфазные границы. Наиболее информативным методом для этого является просвечивающая электронная микроскопия (ТЕМ), для которого необходимо подготовить специальный тонкий образец (ламель). В этом плане, изготовление ламели с помощью двухлучевого сканирующего электронного микроскопа (FIB) является отличной альтернативой. С помощью FIB мы можем точно выбрать необходимый нам участок на образце.

Для изготовления ламели нам необходимо последовательно выполнить ряд действий. В первую очередь необходимо выбрать нужный нам участок образца (рис.1а) и напылить на него маску из платины (Pt). Далее производится стравливание материала с обеих сторон от платиновой маски.

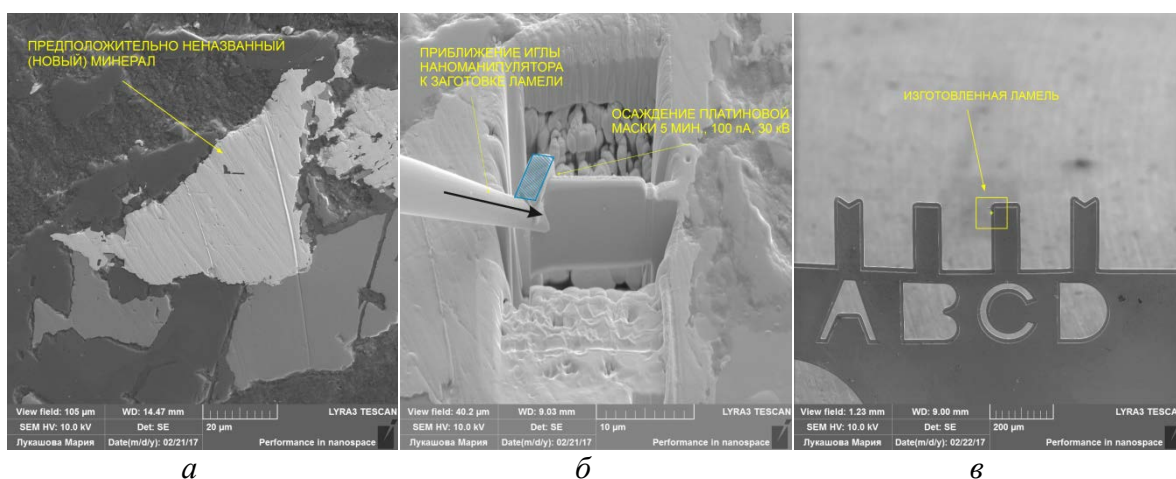


Рис. 1. Исследуемая область образца (а), закрепление ламели на держатели (б), готовая ламель на держателе (в)

Далее производится тонкая полировка поверхности ламели и удаление лишнего материала с краев образца (рис. 1б). С помощью платинового осаждения мы прикрепляем иглку наноманипулятора к ламели и удаляем оставшуюся стенку за которую держится образец. Нам остается закрепить полученную ламель на держатель (рис. 1в), отсоединить иглку и произвести окончательную полировку.

ТРАВЛЕНИЕ СФОКУСИРОВАННЫМ И РАСФОКУСИРОВАННЫМ ИОННЫМ ПУЧКОМ КАК ПРОБОПОДГОТОВКА ДЛЯ МИКРОТЕКСТУРНОГО АНАЛИЗА EBSD

Владимиров А. В., Лукашова М. В.

ООО «ТЕСКАН», г. Москва, Россия,
aleksandr.vladimirov@tescan.ru

Метод EBSD чрезвычайно привлекателен тем, что позволяет в каждой точке на поверхности образца диагностировать тип и ориентацию кристаллической решетки. Использование ионной колонны FIB-SEM для EBSD-пробоподготовки имеет ряд преимуществ по сравнению с традиционными способами.

- возможность выполнять EBSD-исследования единичных объектов микронных размеров. Выполняется травление локального участка образца, в то время как остальная часть образца остается в первозданном виде;
- единообразный способ пробоподготовки, вне зависимости от типа материала;
- возможность получать картины электронной дифракции с непроводящих образцов без какого-либо напыления токопроводящего слоя, и при этом в высоком вакууме (платиновая маска и напыление, окружающие участок исследования, являются достаточными для стока заряда).

Для травления микронных объектов ток ионного пучка выбирался малым (170 пА), для крупных объектов — большим (от 5 нА до 18 нА). Зачастую полировка выполнялась в два этапа: сначала при 30 кэВ, затем при 5 кэВ энергии пучка ионов.

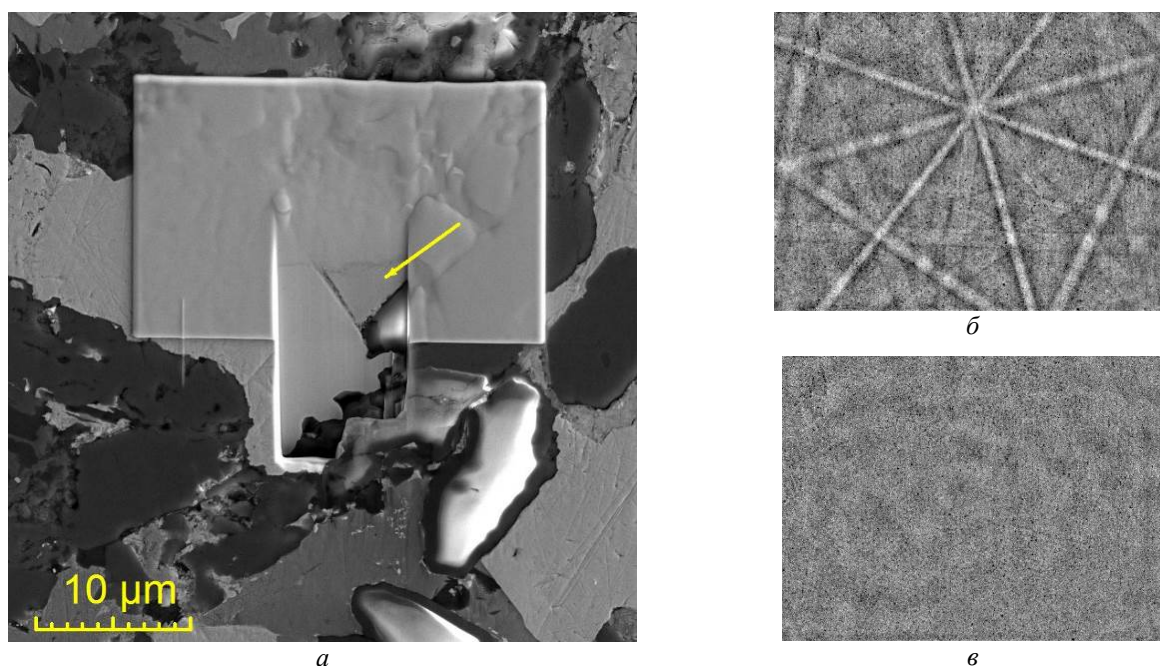


Рис. 1. Область, подготовленная для EBSD-анализа с помощью ионного пучка FIB-SEM TESCAN LYRA 3 GMH (а), стрелка указывает на объект интереса — неназванный (новый) минерал. Картины электронной дифракции неназванного минерала после (б) и до (в) FIB-травления

**СРАВНЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЖАРОПРОЧНЫХ
СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЭВТЕКТИКИ В СИСТЕМАХ
Nb-Nb₃Si И Nb-Nb₂C**

Карпов М.И.

Институт физики твердого тела РАН
karpov@issp.ac.ru

Приведены данные о структуре двух сложно легированных эвтектических сплавов на основе системы Nb- Nb₃Si с 10 и 20 ат% кремния [1] и двух сплавов состава в ат%: Nb₈₀C₂₀ и Nb₄₀Mo₄₀C₂₀ [2]. Образцы сплавов изготавливали методом направленной кристаллизации. Структуру сплавов изучали методом сканирующей электронной микроскопии, рентгеноспектрального микроанализа, рентгеноструктурного анализа. Механические испытания проводили в диапазоне температур от комнатной (на воздухе) до 1500°C (в атмосфере аргона) методом 3-х точечного изгиба. Определяли кратковременную прочность, длительную прочность по данным характеристик ползучести, энергию активации ползучести. Полученные результаты обсуждаются в рамках дислокационных представлений о механизмах высокотемпературной деформации. Анализ представленных результатов позволяет сделать вывод о том, что использование в качестве упрочняющей фазы карбидов ниобия позволяет повысить рабочую температуру сплавов до 1500 °С.

1. Карпов М.И., Vnukov V.I., Korzhov V.P., Prohorov D.V., Stroganova T.S., Zheltyakova I.S., Gnesin B.A., Gnesin I.B., Svetlov I.L. «High temperature mechanical properties of composites based on the niobium-silicon system», 19 Plansee seminar 2017, 29.05 -2.06.2017, Austria, RM 60.
2. М.И. Карпов, Д.В. Прохоров, Т.С. Строганова, Б.А. Гнесин, И.Л.Светлов «О возможности разработки особо жаропрочных сплавов на основе эвтектики в системе Nb-Nb₂C» IV Международная конференция «Аддитивные технологии: настоящее и будущее», Москва, ВИ-АМ, 30 марта 2018г.

Именной указатель

Абашкин С.А.	129	Владимиров А.В.	172, 173
Абдуллина Д.Н.	98	Власова А.М.	12
Абросимова Г.Е.	17, 49, 59, 102	Волков Н.А.	102
Акопян Т.К.	57	Вологжанина С.А.	92, 97
Аксенов О.И.	26	Володько С.С.	156
Аксёнова К.В.	138	Востоков М.М.	162
Александрова Н.М.	66	Высоцкая Е.А.	142
Алетдинов А.Ф.	144	Вьюненко Ю.Н.	71
Алёшин А.Н.	152		
Алимов И.А.	155	Гаврилюк В.Г.	4
Анашкина Н.Е.	89	Гаевой Е.А.	124-128
Андреев В.А.	34, 38, 39, 41, 71	Галаева Е.А.	159
Андреев П.В.	160, 161	Гальченко Н.К.	84, 85
Антанович А.А.	103	Гаркушин Г.В.	98
Аристова И.М.	17, 59	Глезер А.М.	3, 11, 13-15, 32, 139
Аронин А.С.	17, 26, 49, 50, 59, 102	Гнатюк Е.О.	54
Асланян Г.Г.	170	Гнесин И.Б.	112
Астафуров С.В.	76, 83-85	Голосиенко С.А.	25
Астафурова Е.Г.	76, 83-85	Гордиенко А.И.	84
Афоникова Н.С.	106, 112, 119	Горнакова А.С.	8, 112, 113
		Грабовецкая Г.П.	63, 64
Байгонакова Г.А.	120	Гринберг Б.А.	7
Басов С.В.	139	Гришков В.Н.	108, 109
Батаев В.А.	84	Громов В.Е.	124-128, 138, 142, 143
Батгэрэл Б.	51	Грязнов М.Ю.	168
Батурин А.А.	108	Гусаков М.С.	29
Белов Н.А.	57	Гюнтер В.Э.	120
<u>Белоусов Н.Н.</u>	71		
Беляев С.П.	34-41	Дегтярев А.А.	104
Берендеев Н.Н.	159, 163, 168	Дегтярева В.Ф.	106, 119
Благовещенский Ю.В.	161	Демидова Е.С.	34, 35, 42
Блантер М.С.	5	Денисов А.А.	105
Блинова Е.Н.	28, 33, 140, 150	Дивинский С.В.	46
Бобров А.А.	163, 166, 167	Димова С.Н.	51
Бойцова Е.Л.	95	Дмитриевский А.А.	135
Болдин М.С.	72, 160-162	Добаткин С.В.	16, 171
Борисенко Д.Н.	68	Дудова Н.Р.	99, 100
Борисенко Е.Б.	68	Дьяконов Д.Л.	11, 14, 150
Борисова П.А.	5, 11	Дьяконова Н.П.	150
Борисова Ю.И.	62		
Бражкин В.В.	5	Ерёмин А.М.	70
Бродова И.Г.	57, 58	Ершова А.В.	165
Будилов В.В.	83		
Бунин И.Ж.	89	Жапова Д.Ю.	109
Бурлаченко А.Г.	84	Желтов М.А.	105
		Желтякова И.С.	77-79
Варламов Д.О.	148	Жигачева Д.Г.	135
Васенев В.В.	59	Жуков О.П.	139
Васильев А.А.	25, 90	Журавлева К.Н.	47
Васильев С.В.	50		
Велигжанин А.А.	13	Забудченко О.В.	64
Велиханов А.Р.	88	Заворотнев Ю.Д.	32
Вильде Г.	46	Зарипова Р.Г.	144

Захаров А.Ю.	31
Захаров Г.Н.	84
Захаров П.В.	70
Захарова Е.А.	150
Зеленев В.М.	87
Зельдович В.И.	104
Зисман А.А.	24, 25
Золотаревский Н.Ю.	24
Золотов А.М.	136
Золотов А.Е.	105
Зуев С.М.	148
Иванов А.М.	34, 39
Иванов М.А.	7
Иванов Ю.Ф.	138, 141, 143
Иванова А.Б.	40, 41
Исаева Н.В.	161
Йонсон Э.	131
Кабанова И.Г.	107
Казанцева Л.А.	69
Кайбышев Р.О.	99, 100
Калачева А.А.	163
Калетин А.Ю.	107
Калетина Ю.В.	107
Калиненко А.А.	61
Каминский П.П.	27
Капланский Ю.Ю.	21
Карпинский Д.Н.	101
Карпов М.И.	169, 174
Кийко В.М.	19, 77-82, 129, 130
Кильмаметов А.Р.	8
Клюева Е.С.	154
Ключник П.А.	20
Кобелев Н.П.	147
Когтенкова О.А.	114
Козлова Н.А.	162, 163, 165
Колесников Н.Н.	68
Колесников С.А.	103
Комиссарова И.А.	143
Конева Н.А.	23
Коновалов С.В.	141, 143
Конькова Т.Н.	144
Копылов В.И.	159, 162, 163, 165-167
Коржов В.П.	19, 77-79, 82
Корзникова Г.Ф.	144
Коротицкий А.В.	21
Косинов Д.А.	143
Кочегаров С.С.	105
Крапошин В.С.	6, 74
Крымов В.М.	37, 75
Крюкова Е.Д.	141, 143
Кулаков В.И.	60
Курзина И.А.	69

Курицына И.Е.	60
Курлов В.Н.	77, 82
Кустов А.И.	86, 87
Лавриков А.А.	148
Ланцев Е.А.	72, 160-162
Левашов Е.А.	21
Левин Д.М.	153
Леонов А.В.	29
Леонова Л.А.	95
Лесота А.В.	36
Либман М.А.	15
Липатникова Я.Д.	149
Лисовенко Д.С.	121
Логачев И.А.	29
Лопатин Ю.Г.	166, 167
Лотков А.И.	108, 109
Лукашова М.В.	172, 173
Ляпин С.Г.	5
Мазилкин А.А.	8, 112
Мазилкин И.А.	170
Майер Г.Г.	76, 83-85
Макаров С.В.	93
Малашенко В.В.	56
Малашенко Т.И.	56
Малехонова Н.В.	160
Маркова Г.В.	153-155
Мартыненко Н.С.	171
Мартынов Д.А.	21
Марченко Е.С.	120
Мелехин Н.В.	164
Мельников Е.В.	76, 83-85
Метлов Л.С.	31, 32
Мигель И.А.	86, 87
Милейко С.Т.	81, 130
Мироненко В.Н.	59
Миронов С.Ю.	144
Мисоченко А.А.	96
Митин Д.И.	158
Митрофанов Ю.П.	147
Михайлов А.С.	165
Мишин И.П.	63, 64
Могучева А.А.	61, 62
Моисеева Т.Н.	50
Москвина В.А.	76, 83-85
Московский С.В.	125, 128
Мурадимова Л.Ф.	11
Мурашов А.А.	159-161
Муслов С.А.	121, 122
Мухаметгалина А.А.	55
Мышляев М.М.	144
Нагичева Г.С.	164
Назаров А.А.	55

Невский С.А.	142	Рогачев С.О.	52, 53
Некрасов А.Н.	60	Родионов И.С.	108
Неумоин К.В.	139	Романов Д.А.	124-128
Нечаев Ю.С.	28, 65, 66	Рубаник В.В.	9, 35, 36, 96
Никитин И.С.	99,100	Рубаник В.В.мл.	35, 36, 96
Никитина Е.Н.	138	Рудской А.И.	90
Николаев В.И.	37, 75	Рыбченко О.Г.	60
Николаенко А.А.	123	Рясный А.В.	18
Никулин С.А.	52		
Новикова Н.Н.	96	Савельева А.Ю.	37
Новохатская Н.И.	80, 130	Савченко Е.С.	33
Носов Ю.Г.	75	Сагарадзе В.В.	22
Носова Е.А.	141	Самохин А.В.	21
Нохрин А.В.	72, 159-167	Санников С.В.	101
		Сарычев В.Д.	142
Овсянников Б.В.	58	Сафонов М.Д.	43
Овчинников П.Н.	135	Сахаров Н.В.	160, 161
Орлов В.И.	48	Свиридова Е.А.	50
Орлова Н.Н.	26, 102	Свиридова Т.А.	150
Осинская Ю.В.	46, 47	Седых В.Д.	60
Остриков О.М.	137	Селянина Т.А.	47
		Сибирев А.В.	36
Пантюхова О.Д.	44	Симич-Лафицкий Н.Д.	74
Пацера Е.И.	21	Сирош В.А.	4
Перегудов А.А.	92	Ситников Н.Н.	157
Пермякова И.Е.	33	Скворцов А.А.	54, 91, 148
Першина Е.А.	17	Скворцова Н.П.	94
Петров С.Н.	24	Скромная С.Ф.	123
Петрова А.Н.	57, 58	Слядников Е.Е.	27
Петухов Б.В.	111	Сметанина К.Е.	160, 161
Пиженин Д.Г.	82	Смирнов А.И.	84
Пилюгин В.П.	7, 44	Смирнов Е.Б.	104
Пискунов А.В.	165-167	Смирнов М.О.	136
Плотников С.В.	93	Соболев С.Л.	30
Плохих А.И.	43	Соколов Д.Ф.	90
Покоев А.В.	18, 46, 47	Соколов С.Ф.	90
Поникарова И.В.	40	Солдатов А.В.	75
Попов А.А.	72	Соловьев А.Н.	149
Портной В.К.	29	Соловьева Ю.В.	44, 149
Пост Р.	46	Соменков В.А.	5
Прокофьев С.И.	113, 131, 132	Соснин К.В.	126
Прохоров Д.В.	169	Старенченко В.А.	44
Пузынин И.В.	51	Старенченко С.В.	44
Пузынина Т.П.	51	Старостенков М.Д.	70
Пушкин М.С.	7	Степанов С.П.	164
Пшонкин Д.Е.	91	Степанова Е.Н.	63
Пятерикова В.В.	168	Степиков М.А.	124, 127
		Столяров В.В.	96
Разоренов С.В.	57, 98	Страумал А.Б.	112, 151, 170
Рамазанов К.Н.	83	Страумал Б.Б.	8, 112, 114
Рассади́на Т.В.	13	Страумал П.Б.	171
Рахимов Т.М.	38, 41	Стрюков Д.О.	77, 82
Ревва Д.А.	163	Сундев Р.В.	3, 13, 14, 32, 53, 140, 150, 157
Реснина Н.Н.	34-41		
Решетняк А.А.	115	Сурсаева В.Г.	156

Табачкова Н.Ю.	53, 165
Талис А.Л.	74
Терещенко А.Н.	68
Тимашов Р.Б.	37
Тимонина А.В.	68
Тимшин И.А.	15
Тищенко А.И.	4
Ткач В.И.	50
Ткаченко В.И.	123
Томчук А.А.	11, 14, 15, 33, 139, 140, 150
Тришкина Л.И.	23
Тряев П.В.	165
Тухлиев З.К.	51
Тюрин А.И.	135
Угурчиев У.Х.	96
Ужекина А.Н.	35
Умрихин А.В.	135
Федосеев В.Б.	133, 134
Федосеева А.А.	100
Федосеева А.Э.	99
Федотов С.А.	29
Фенский С.В.	70
Филиппова В.П.	28, 65, 139, 140
Филоненко В.П.	5
Филяков А.Д.	124-128
Фортуна А.С.	76, 84, 85
Фролова А.В.	96
Фролова Н.Ю.	104, 107
Хабибуллина И.А.	157, 158
Хаймович П.А.	71
Хаткевич В.М.	53
Хейфец А.Э.	104
Хлопков Е.А.	110
Хлусова Е.И.	25
Ходоренко В.Н.	120
Ходос И.И.	112
Хомская И.В.	98, 104
Хон Ю.А.	27
Хоник В.А.	147
Христов И.Г.	51
Христова Р.Д.	51
Царенко Ю.В.	96
Цой К.В.	151, 170
Цупка С.А.	97
Чан Ван Туан	17
Чегуров М.К.	162, 163, 165
Черепанов Д.Н.	44
Черетаева А.О.	14

Черкасова Т.В.	23
Черняева Е.В.	71
Чижик Т.А.	136
Чувильдеев В.Н.	72, 159-167
Чуева Т.Р.	150
Чумичев В.А.	129
Шадрин Я.С.	162-167
Шалимова А.В.	13
Шарипов З.А.	51
Шаркеев Ю.П.	115
Шахбанова С.Г.	47
Швецов А.С.	148
Шеляков А.В.	34, 35, 42, 157
Шибков А.А.	105
Шикунов С.Л.	77
Ширшиков С.О.	11
Шишулин А.В.	133, 134
Шмытько И.М.	45
Шорохов Е.В.	98, 104
Шотин С.В.	168
Штанов В.М.	18
Шуйцев А.В.	153
Шурыгина Н.А.	14, 140, 150
Щетинин И.В.	11, 14, 15
Юзбекова Д.Ю.	62
Ямщикова К.С.	47
Япарова Е.Н.	40, 41
Ясенчук Ю.Ф.	120
Яшина Е.А.	24
Chulist R.	10
Dezhin V.V.	116-118
Glezer A.M.	145, 146
Gromov V.E.	145, 146
Ivanov Yu.F.	145, 146
Kilmametov A.R.	10
Klopotov A.A.	145
Kogtenkova O.A.	10
Kondratova O.A.	146
Konovalov S.V.	145
Korneva A.	10
Kosinov D.A.	145
Lityńska-Dobrzyńska L.	10
Lotkov A.I.	73
Muslov S.A.	73
Nechaev V.N.	116-118
Nechaev Yu.S.	67
Nevskii S.A.	145
Straumal B.B.	10
Wierzbicka-Miernik A.	10
Yuriev A.A.	146
Zięba P.	10

Содержание

	Стр.
Глезер А.М., Сундев Р.В. БОЛЬШИЕ ПЛАСТИЧЕСКИЕ ДЕФОРМАЦИИ: ДОСТИЖЕНИЯ И ПРОБЛЕМЫ	3
Гаврилюк В.Г., Тищенко А.И., Сирош В.А. ИЗОТЕРМИЧЕСКОЕ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В УГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЯХ: НОВЫЙ АСПЕКТ	4
Блантер М.С., Борисова П.А., Бражкин В.В., Ляпин С.Г., Соменков В.А., Филоненко В.П. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНЫХ ФУЛЛЕРЕНАХ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ И ДАВЛЕНИЯХ	5
Крапошин В.С. В ЧЕМ УНИКАЛЬНОСТЬ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СИСТЕМЕ ЖЕЛЕЗО-УГЛЕРОД? ЧЕМ ОТЛИЧАЕТСЯ БЕСКАРБИДНЫЙ БЕЙНИТ ОТ МАРТЕНСИТА? К 110-ЛЕТИЮ А.П. ГУЛЯЕВА	6
Гринберг Б.А., Иванов М.А., Пилюгин В.П., Пушкин М.С. ПРОЦЕССЫ САМООРГАНИЗАЦИИ И ЭВОЛЮЦИИ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОВ, ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ И КЕРАМИКИ ПРИ СИЛЬНОМ ВНЕШНЕМ ВОЗДЕЙСТВИИ	7
Страумал Б.Б., Мазилкин А.А., Горнакова А.С., Кильмаметов А.Р. ДИФфуЗИОННЫЕ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ МЕДИ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ КРУЧЕНИЯ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	8
Рубаник В.В. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА ТЕРМОУПРУГИЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	9
Korneva A., Straumal B.B., Kilmametov A.R., Lityńska-Dobrzyńska L., Wierzbicka-Miernik A., Chulist R., Kogtenkova O.A., Zięba P. THE $\alpha \rightarrow \omega$ TRANSFORMATION IN Ti-Co ALLOYS INDUCED BY HIGH PRESSURE TORSION	10
Глезер А.М., Мурадимова Л.Ф., Ширшиков С.О., Томчук А.А., Борисова П.А., Щетинин И.В., Дьяконов Д.Л. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ФЕРРОМАГНИТНЫХ УПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ СПЛАВОВ FeCo-V ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ МЕГАПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА	11
Власова А.М. НЕОДНОРОДНОСТЬ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ МАГНИЯ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ	12
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Велигжанин А.А., Рассадина Т.В. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ «АМОРФНОЕ СОСТОЯНИЕ \leftrightarrow КРИСТАЛЛ» В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЯХ	13
Шурыгина Н.А., Черетаева А.О., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Щетинин И.В., Сундеев Р.В., Томчук А.А. ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ ДЕФОРМАЦИИ В КАМЕРЕ БРИДЖМЕНА НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ТИТАНА VT1-0	14
Глезер А.М., Либман М.А., Тимшин И.А., Щетинин И.В., Томчук А.А. ИЗМЕНЕНИЕ МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ В СВЕРХСТРУКТУРЕ Fe ₃ Al ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ	15

Добаткин С.В. УЛУЧШЕНИЕ БИОСОВМЕСТИМОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОГО УЛЬТРАМЕЛКО- ЗЕРНИСТОГО МАГНИЕВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Mg–Y–Nd–Zr	16
Аронин А.С., Абросимова Г.Е., Аристова И.М., Чан Ван Туан, Першина Е.А. РЕНОВАЦИЯ СТРУКТУРЫ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ КРИОВОЗДЕЙСТВИЯХ	17
Покоев А.В., Штанов В.М., Рясный А.В. ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ДИНАМИКУ ДИСЛОКА- ЦИЙ В КРИСТАЛЛЕ	18
Коржов В.П., Кийко В.М. СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ, НИОБИЯ И МОЛИБДЕНА: СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА	19
Ключник П.А. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ВЕРХНЕГО ПРЕДЕЛА ТЕКУЧЕСТИ МАТЕ- РИАЛОВ В КОНТЕКСТЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ДИСЛОКАЦИЙ С ПРИМЕСНОЙ ПОДСИСТЕМОЙ	20
Левашов Е.А., Капланский Ю.Ю., Пацера Е.И., Коротицкий А.В., Самохин А.В., Мартынов Д.А. ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ЖАРОПРОЧНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ NiAl И ИХ ПРИМЕ- НЕНИЕ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ	21
Сагарадзе В.В. АНОМАЛЬНЫЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ ПРОЦЕССЫ «РАСТВОРЕНИЯ- ВЫДЕЛЕНИЯ» ДИСПЕРСНЫХ ФАЗ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА	22
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Черкасова Т.В. КРИВИЗНА-КРУЧЕНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ В ДЕФОРМИРОВАН- НЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ	23
Зисман А.А., Золотаревский Н.Ю., Петров С.Н., Яшина Е.А. ЭВОЛЮЦИЯ КРИВИЗНЫ РЕШЕТКИ И РЕЕЧНОЙ СТРУКТУРЫ НИЗКОУГЛЕРО- ДИСТОГО МАРТЕНСИТА ПРИ ОТПУСКЕ	24
Голосиенко С.А., Зисман А.А., Хлусова Е.И., Васильев А.А. О ВЛИЯНИИ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ДИФфуЗИОННОЕ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЕ УГ- ЛЕРОДА ПРИ САМООТПУСКЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО РЕЕЧНОГО МАРТЕН- СИТА	25
Аксенов О. И., Орлова Н. Н., Аронин А. С. ВЛИЯНИЕ ИЗМЕНЕНИЯ НАПРЯЖЕННОГО СОСТОЯНИЯ АМОРФНЫХ МИКРО- ПРОВОДОВ НА ИХ МАГНИТНЫЕ ГИСТЕРЕЗИСНЫЕ СВОЙСТВА	26
Хон Ю.А., Каминский П.П., Слядников Е.Е. ДИНАМИЧЕСКИЕ ПРОСТРАНСТВЕННО-ВРЕМЕННЫЕ СТРУКТУРЫ НА ПО- ВЕРХНОСТИ НАГРУЖЕННЫХ ТВЕРДЫХ ТЕЛ	27
Нечаев Ю.С., Филиппова В.П., Блинова Е.Н. О ЖИДКОМ И АМОРФНОМ СОСТОЯНИЯХ В НАНО- И МИКРООБЛАСТЯХ В МЕТАЛЛАХ ПРИ И ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	28
Портной В.К., Леонов А.В., Гусаков М.С., Логачев И.А., Федотов С.А. ПРИМЕНЕНИЕ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА (МС) ДЛЯ СОЗДАНИЯ НО- ВЫХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СПЛАВОВ	29
Соболев С.Л. БЕЗДИФфуЗИОННОЕ ЗАТВЕРДЕВАНИЕ БИНАРНЫХ СПЛАВОВ В ЛОКАЛЬНО- НЕРАВНОВЕСНЫХ УСЛОВИЯХ	30

Метлов Л.С., Захаров А.Ю. МЕХАНИЗМ ОБРАТИМОСТИ, СВЯЗАННЫЙ С ЗАПАЗДЫВАНИЕМ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ, НА ПРИМЕРЕ ЛИНЕЙНОГО ОСЦИЛЛЯТОРА	31
Заворотнев Ю.Д., Метлов Л.С., Глезер А.М., Сундеев Р.В. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ СТРУКТУРНОГО ПАРАМЕТРА ПОРЯДКА ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЯ	32
Пермякова И.Е., Блинова Е.Н., Томчук А.А., Савченко Е.С. СВОЙСТВА И СТРУКТУРА КОМПОЗИТОВ, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ КРУЧЕНИИ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ	33
Беляев С.П., Реснина Н.Н., Демидова Е.С., Иванов А.М., Шеляков А.В., Андреев В.А. ИЗОТЕРМИЧЕСКИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПРЕДМАРТЕНСИТНОЙ ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi	34
Реснина Н.Н., Беляев С.П., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл., Демидова Е.С., Ужекина А.Н., Шеляков А.В. ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ TiNi ПРИ НИЗКОЧАСТОТНЫХ МЕХАНИЧЕСКИХ ВИБРАЦИЯХ	35
Сибирев А.В., Лесота А.В., Беляев С.П., Рубаник В.В., Реснина Н.Н., Рубаник В.В. мл. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКА НА ВОССТАНОВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ TiNi	36
Савельева А.Ю., Беляев С.П., Николаев В.И., Реснина Н.Н., Крымов В.М., Тимашов Р.Б. ВЛИЯНИЕ ОРИЕНТАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛА НА ЭФФЕКТЫ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ Ni ₅₅ Fe ₁₈ Ga ₂₇	37
Рахимов Т.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Андреев В.А. СМЕЩЕНИЕ ТЕМПЕРАТУР ОБРАТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДЕФОРМИРОВАННОМ СПЛАВЕ Ti – 51.0 Ni	38
Иванов А.М., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Андреев В.А. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЭФФЕКТЫ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПАМЯТИ ФОРМЫ В СПЛАВЕ Ti ₄₉ Ni ₅₁	39
Иванова А.Б., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Япарова Е.Н., Поникарова И.В. СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ Ti – 50.0 Ni ПОСЛЕ АКТИВНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ В МАРТЕНСИТНОМ СОСТОЯНИИ	40
Япарова Е.Н., Беляев С.П., Реснина Н.Н., Рахимов Т.М., Иванова А.Б., Андреев В.А. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СПЛАВА TiNi НА ЭФФЕКТ СТАБИЛИЗАЦИИ МАРТЕНСИТА	41
Демидова Е.С., Шеляков А.В. ИЗМЕНЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ В УСЛОВИЯХ ИЗОТЕРМИЧЕСКОЙ ВЫДЕРЖКИ СПЛАВА Ti _{40.7} Hf _{9.5} Ni _{44.8} Cu ₅ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	42
Плохих А.И., Сафонов М.Д. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ИНВАРНАЯ АНОМАЛИЯ В МНОГОСЛОЙНОМ СТАЛЬНОМ МАТЕРИАЛЕ	43
Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Черепанов Д.Н., Пилюгин В.П., Старенченко С.В. ПОДВИЖНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ И СУБСТРУКТУРНОЕ ИЗМЕЛЬЧЕНИЕ В ГЦК МОНОКРИСТАЛЛАХ	44
Шмытько И.М. ОСОБЕННОСТИ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ TbVO ₃ ИЗ АМОРФНЫХ ПРЕКУРСОРОВ И ГОМОГЕНЕЗИРОВАННОЙ СМЕСИ МИКРОПОРОШКОВ Tb ₇ O ₁₂ И V ₂ O ₃ ПРИ ИЗОТЕРМИЧЕСКИХ ОТЖИГАХ	45

Пост Р., Осинская Ю.В., Вильде Г., Дивинский С.В., Покоев А.В. ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА РАСПАД ЗАКАЛЕННОЙ БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2	46
Осинская Ю.В., Покоев А.В., Журавлева К.Н., Селянина Т.А., Ямщикова К.С., Шахбанова С.Г. ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПАРАМЕТРЫ МАГНИТО- ПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА И ПРОЦЕСС ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В АЛЮМИНИ- ЕВЫХ СПЛАВАХ	47
Орлов В.И. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СЛЕДОВ В КРЕМНИИ	48
Абросимова Г.Е., Аронин А.С. НЕРАВНОМЕРНОСТЬ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ	49
Васильев С.В., Свиридова Е.А., Аронин А.С., Моисеева Т.Н., Ткач В.И. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ТЕРМИЧЕСКУЮ УСТОЙЧИВОСТЬ И МИКРО- ТВЕРДОСТЬ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С АМОРФНОЙ И НАНОКОМПЗИТ- НОЙ СТРУКТУРОЙ	50
Батгэрэл Б., Димова С.Н., Пузынин И.В., Пузынина Т.П., Тухлиев З.К., Христов И.Г., Христова Р.Д., Шарипов З.А. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭФФЕКТА ДАЛЬНО- ДЕЙСТВИЯ В МЕТАЛЛАХ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ПУЧКАМИ ИОНОВ И НАНОКЛА- СТЕРАМИ	51
Рогачев С.О., Никулин С.А. СТАБИЛЬНОСТЬ ИНДУЦИРОВАННОЙ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ ОМЕГА- ФАЗЫ В ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВАХ	52
Рогачев С.О., Сундеев Р.В., Хаткевич В.М., Табачкова Н.Ю. ИНДУЦИРОВАННАЯ СДВИГОМ ПОД ДАВЛЕНИЕМ АМОРФНАЯ ФАЗА В ГИ- БРИДНОМ МАТЕРИАЛЕ $Zr-2.5Nb / V-10Ti-5Cr$	53
Гнатюк Е.О., Скворцов А.А. ОСОБЕННОСТИ ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЯ ОБРАЗЦОВ ИЗ ТИТАНОВОГО И ЖЕ- ЛЕЗОХРОМОНИКЕЛЕВОГО СПЛАВОВ ПРИ УСТАЛОСТНЫМ ИСПЫТАНИЯХ	54
Мухаметгалина А.А., Назаров А.А. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ УЛЬ- ТРАЗВУКА НА НЕРАВНОВЕСНУЮ ГРАНИЦУ ЗЕРЕН В БИКРИСТАЛЛЕ ТИТАНА	55
Малашенко В.В., Малашенко Т.И. ДИНАМИЧЕСКИЕ ДИСЛОКАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В УСЛОВИЯХ ВЫСОКО- СКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	56
Бродова И.Г., Петрова А.Н., Белов Н.А., Акопян Т.К., Разоренов С.В. ВЗАИМОСВЯЗЬ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТИ ЭВТЕКТИЧЕСКОГО $Al-Zn-Mg-Fe-$ Ni СПЛАВА ПОСЛЕ МЕГА-ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	57
Петрова А. Н., Бродова И. Г., Овсянников Б. В. СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ $Al-Mg-Mn$ СПЛАВА, ПОЛУЧЕННОГО БЫСТРОЙ ЗАКАЛКОЙ РАСПЛАВА	58
Аронин А.С., Аристова И.М., Абросимова Г.Е., Васенев В.В., Мироненко В.Н. СТРУКТУРА КОМПОЗИТА $Al-Si$ С НАНОРАЗМЕРНЫМ ГРАФЕНОПОДОБНЫМ НАПОЛНИТЕЛЕМ	59
Седых В.Д., Рыбченко О.Г., Некрасов А.Н., Курицына И.Е., Кулаков В.И. ИЗМЕНЕНИЕ КИСЛОРОДНОГО ОКРУЖЕНИЯ АТОМОВ Fe ПРИ СТРУКТУРНЫХ ПЕРЕХОДАХ В АНИОН-ДЕФИЦИТНОМ $SrFeO_{3-\delta}$	60

Калиненко А.А., Могучева А.А. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА ДЕФОРМИРОВАННОГО Al-Fe-Si-Zr СПЛАВА	61
Борисова Ю.И., Юзбекова Д.Ю., Могучева А.А. ВЛИЯНИЕ ИПД НА ЭФФЕКТ ПЛШ В Al-Mg-Zr СПЛАВЕ	62
Степанова Е.Н., Мишин И.П., Грабовецкая Г.П. СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Zr-Nb-N ПОСЛЕ ОБЛУЧЕНИЯ ИМПУЛЬСНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ	63
Грабовецкая Г.П., Забудченко О.В., Мишин И.П. ВЛИЯНИЕ ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ПОЛЗУЧЕСТЬ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti-Al-V-Mo	64
Нечаев Ю.С., Филиппова В.П. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ДОКАЗАТЕЛЬСТВА И ФИЗИКА ИНТЕРКАЛЯЦИИ ТВЕРДОГО H ₂ В ГРАФИТОВЫЕ НАНОВОЛОКНА	65
Нечаев Ю.С., Александрова Н.М. ПРОЯВЛЕНИЯ ЭФФЕКТА КУРДЮМОВА И «СПИЛЛОВЕР-ЭФФЕКТА» ПРИ ИНТЕРКАЛЯЦИИ ВОДОРОДА ВЫСОКОЙ ПЛОТНОСТИ В УГЛЕРОДНЫЕ НАНОСТРУКТУРЫ	66
Nechaev Yu.S. ON MECHANISMS OF “GRAIN BOUNDARY SLIDING” DURING SUPERPLASTIC DEFORMATION OF METALLIC MATERIALS, IN LIGHT OF THE KAIBYSHEV-VALIEV DISCOVERY OF 1977	67
Борисенко Е.Б., Борисенко Д.Н., Колесников Н.Н., Терещенко А.Н., Тимонина А.В. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДЕФЕКТЫ СТРУКТУРЫ В КРИСТАЛЛАХ GaSe:Er, ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ РАСПЛАВА	68
Казанцева Л.А., Курзина И.А. ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ И СТРУКТУРНЫЕ ЯВЛЕНИЯ В Al-Si СПЛАВЕ ПРИ МОДИФИЦИРОВАНИИ ТУГОПЛАВКИМИ СОЕДИНЕНИЯМИ	69
Ерёмин А.М., Захаров П.В., Старостенков М.Д., Фенский С.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОХОЖДЕНИЯ УДАРНЫХ ВОЛН ЧЕРЕЗ ГРАНИЦУ РАЗДЕЛА ДВУДОЛЬНЫХ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ЧАСТИЦ Ni-Al, Cu-Au, Cu-Al, Pt-Al	70
Белоусов Н.Н., Хаймович П.А., Андреев В.А., Черняева Е.В., Вьюненко Ю.Н. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	71
Болдин М.С., Попов А.А., Ланцев Е.А., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н. МЕХАНИЗМЫ ВЛИЯНИЯ ПРИМЕСЕЙ НА КИНЕТИКУ СПЕКАНИЯ КЕРАМИК НА ОСНОВЕ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ	72
Muslov S.A., Lotkov A.I. SECOND AND THIRD ORDER ELASTIC CONSTANTS OF TiNi-2%Fe	73
Симич-Лафицкий Н.Д., Крапошин В.С., Талис А.Л. ПРИРОДА ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ АУСТЕНИТА И ЦЕМЕНТИТА	74
Носов Ю.Г., Крымов В.М., Солдатов А.В., Николаев В.И. ИССЛЕДОВАНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПОВЕРХНОСТНОГО РЕЛЬЕФА В КРИСТАЛЛАХ Ni-Fe-Ga-Co С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	75
Майер Г.Г., Астафуров С.В., Мельников Е.В., Москвина В.А., Фортуна А.С., Астафурова Е.Г. ЗАКОНОМЕРНОСТИ РОСТА ЗЕРНА ПРИ ОТЖИГАХ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ	76

АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ С МИКРОСТРУКТУРОЙ, СОДЕРЖАЩЕЙ ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ДВОЙНИКИ	
Кийко В.М., Коржов В.П., Курлов В.Н., Шикунов С.Л., Стрюков Д.О., Желтякова И.С. КОМПОЗИТ СО СЛОИСТОЙ (Nb-Al)-МАТРИЦЕЙ И САПФИРОВЫМИ ВОЛОКНАМИ, ПОЛУЧЕННЫМИ МОДИФИЦИРОВАННЫМ МЕТОДОМ СТЕПАНОВА	77
Коржов В.П., Кийко В.М., Желтякова И.С. ПОЛУЧЕНИЕ И СТРУКТУРА ЖАРОСТОЙКОГО ПОКРЫТИЯ ИЗ СОЕДИНЕНИЙ МОЛИБДЕНА И ВОЛЬФРАМА С КРЕМНИЕМ И УГЛЕРОДОМ ДЛЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ Nb-СПЛАВОВ	78
Желтякова И.С., Коржов В.П., Кийко В.М. СТРУКТУРА, ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ИЗ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ НИОБИЕВЫХ СПЛАВОВ ТВЕРДОФАЗНОГО ПРИГОТОВЛЕНИЯ	79
Кийко В.М., Новохатская Н.И. ПРОЧНОСТЬ И СТРУКТУРА $Al_2O_3 - BaAl_{12}O_{19}$ ВОЛОКОН	80
Кийко В.М., Милейко С.Т. ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ИЕРАРХИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ С ХРУПКИМИ КОМПОНЕНТАМИ	81
Кийко В.М., Курлов В.Н., Стрюков Д.О., Пиженин Д.Г., Коржов В.П. ПРОЧНОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ Al_2O_3 И $Y_3Al_5O_{12}$ И ЭВТЕКТИЧЕСКИХ $Al_2O_3 - Y_3Al_5O_{12}$ ВОЛОКОН, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СТЕПАНОВА	82
Астафурова Е.Г., Москвина В.А., Майер Г.Г., Мельников Е.В., Астафуров С.В., Рамазанов К.Н., Будилов В.В. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА И МИКРОСТРУКТУРЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ УПРОЧНЕННОГО СЛОЯ ПРИ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	83
Астафурова Е.Г., Москвина В.А., Астафуров С.В., Майер Г.Г., Бурлаченко А.Г., Гордиенко А.И., Смирнов А.И., Батаев В.А., Гальченко Н.К., Мельников Е.В., Захаров Г.Н., Фортуна А.С. ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ ВАНАДИЕМ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МЕХАНИЗМОВ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ СТАЛЕЙ	84
Астафуров С.В., Астафурова Е.Г., Москвина В.А., Майер Г.Г., Гальченко Н.К., Мельников Е.В., Фортуна А.С. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК АУСТЕНИТНЫХ ХРОМОМАНГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ С ВЫСОКОЙ КОНЦЕНТРАЦИЕЙ АТОМОВ АЗОТА И УГЛЕРОДА	85
Кустов А.И., Мигель И.А. ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛОВ НА ИХ СТРУКТУРУ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПАРАМЕТРОВ ИХ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ АМД-МЕТОДАМИ	86
Зеленев В.М., Кустов А.И., Мигель И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРЕЛЯЦИИ СТРУКТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ИХ ПРОЧНОСТНЫМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ АМД-МЕТОДАМИ	87
Велиханов А.Р. ВЗАИМОСВЯЗЬ ДЕФЕКТНОЙ СТРУКТУРЫ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ КРЕМНИЯ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ МЕТОДАХ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	88

Бунин И.Ж., Анашкина Н.Е. СТРУКТУРНЫЕ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ МИНЕРАЛОВ КИМБЕРЛИТА И ПРИРОДНЫХ АЛМАЗОВ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ НАНОСЕКУНДНЫХ ИМПУЛЬСОВ ВЫСОКОГО НАПРЯЖЕНИЯ	89
Соколов Д.Ф., Васильев А.А., Соколов С.Ф., Рудской А.И. ИССЛЕДОВАНИЕ И МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ $\alpha \rightarrow \gamma$ -ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ НАГРЕВЕ СТАЛЕЙ	90
Скворцов А.А., Пшонкин Д.Е. ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА С Fe-СОДЕРЖАЩИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ	91
Перегудов А.А., Вологжанина С.А. ИССЛЕДОВАНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СТАЛИ 12Х18Н10Т	92
Макаров С.В., Плотников С.В. АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ КАК ФАКТОР АКТИВАЦИИ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ В МЕТАЛЛАХ И СПЛАВАХ	93
Скворцова Н.П. СДВИГОВАЯ НЕУСТОЙЧИВОСТЬ И ЛОКАЛИЗАЦИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ TeO_2 ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	94
Бойцова Е.Л., Леонова Л.А. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ Ti-O-N ПЛЕНОК	95
Фролова А.В., Угурчиев У.Х., Мисоченко А.А., Новикова Н.Н., Царенко Ю.В., Рубаник В.В. мл., Рубаник В.В., Столяров В.В. ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ В СПЛАВАХ С МАРТЕНСИТНЫМ ПРЕВРАЩЕНИЕМ ПОД ВНЕШНИМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ	96
Цупка С.А., Вологжанина С.А. ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕМПЕРАТУРЫ ИСПЫТАНИЯ НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ 10Х14АГ20 И 10Х14Г14Н4Т.	97
Хомская И.В., Разоренов С.В., Шорохов Е.В., Гаркушин Г.В., Абдуллина Д.Н. ДИНАМИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ МЕДИ И СПЛАВОВ МЕДИ, ПОЛУЧЕННЫХ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ	98
Федосеева А.Э., Никитин И.С., Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О. ВЛИЯНИЕ ЭВОЛЮЦИИ НАНОРАЗМЕРНЫХ КАРБОНИТРИДОВ МХ НА ДЛИТЕЛЬНОУЮ ПРОЧНОСТЬ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ В 9%Cr МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ	99
Федосеева А.А., Никитин И.С., Дудова Н.Р., Кайбышев Р.О. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ФОРМИРОВАНИЕ ЧАСТИЦ Z-ФАЗЫ В 9%Cr МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ПОЛЗУЧЕСТИ ПРИ 650°C	100
Карпинский Д.Н., Санников С.В. РАСЧЕТ ВЛИЯНИЯ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ЭМИССИИ НА КОЭФФИЦИЕНТЫ ИНТЕНСИВНОСТИ НАПРЯЖЕНИЯ ТРЕЩИНЫ В НАВОДОРОЖЕННОМ КРИСТАЛЛЕ	101
Волков Н.А., Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Орлова Н.Н. СТРУКТУРА И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА АМОРФНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Co-Fe-Si-B-Nb ПОСЛЕ ТЕРМООБРАБОТКИ	102
Антанович А.А., Колесников С.А. РАСЧЕТНЫЕ ОЦЕНКИ УРОВНЯ ПРОЧНОСТИ УГЛЕРОД-УГЛЕРОДНЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ИЗОСТАТИЧЕСКОЙ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ УГЛЕРОДНЫХ МАТРИЦ	103

Зельдович В.И., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Хомская И.В., Смирнов Е.Б., Дегтярев А.А., Шорохов Е.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕДИ ПРИ СХОЖДЕНИИ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ОБОЛОЧЕК ПОД ДЕЙСТВИЕМ ВЗРЫВА	104
Желтов М.А., Золотов А.Е., Денисов А.А., Кочегаров С.С., Шибков А.А. СКАЧКИ ЭЛЕКТРОДНОГО ПОТЕНЦИАЛА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА В ХОДЕ ПЕРЕРЫВИСТОЙ ДЕФОРМАЦИИ В КОРРОЗИОННОЙ СРЕДЕ	105
Афоникина Н.С., Дегтярева В.Ф. БИНАРНАЯ СИСТЕМА СПЛАВОВ Au–Cd: ОБРАЗОВАНИЕ СЛОЖНЫХ СТРУКТУР ПО МЕХАНИЗМУ ЮМ–РОЗЕРИ	106
Калетина Ю.В., Кабанова И.Г., Калетин А.Ю., Фролова Н.Ю. СТРУКТУРА МАРТЕНСИТА В СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА НА ОСНОВЕ Ni–Mn–In ПОСЛЕ ПРЯМОГО И ОБРАТНОГО ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ	107
Лотков А.И., Батурин А.А., Гришков В.Н., Родионов И.С. ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА ТЕМПЕРАТУРЫ И ПОСЛЕДОВАТЕЛЬНОСТЬ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	108
Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Лотков А.И. ЭФФЕКТ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ДВОЙНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ TiNi В СОСТОЯНИИ МАРТЕНСИТНОЙ ФАЗЫ В19'	109
Хлопков Е.А. АНАЛИЗ ОСОБЕННОСТЕЙ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В КОЛЬЦЕВЫХ СИЛОВЫХ ЭЛЕМЕНТАХ ИЗ НИКЕЛИДА ТИТАНА	110
Петухов Б. В. ЭФФЕКТИВНАЯ СКОРОСТЬ ДВИЖЕНИЯ ДОМЕННОЙ СТЕНКИ В 1D НАНОСИСТЕМЕ ПРИ МНОЖЕСТВЕННОМ РОЖДЕНИИ ДОМЕНОВ НА АКТИВНЫХ ЦЕНТРАХ	111
Горнакова А.С., Страумал А.Б., Ходос И.И., Гнесин И.Б., Мазилкин А.А., Афоникина Н.С., Страумал Б.Б. МИКРОТВЕРДОСТЬ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПОСЛЕ КВД С ПРЕДВАРИТЕЛЬНОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ	112
Горнакова А.С., Прокофьев С.И. ЭНЕРГЕТИКА МЕЖФАЗНЫХ И МЕЖЗЕРЕННЫХ ГРАНИЦ В СПЛАВЕ ВТ6	113
Когтенкова О.А., Страумал Б.Б. ЗЕРНОГРАНИЧНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ И МЕДИ	114
Решетняк А.А., Шаркеев Ю.П. ДВУХФАЗНАЯ МОДЕЛЬ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО АГРЕГАТА С УЧЕТОМ ЗЕРННО-ГРАНИЧНЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ КВАЗИСТАТИЧЕСКОМ ДЕФОРМИРОВАНИИ	115
Dezhin V.V., Nechaev V.N. GENERALIZED SUSCEPTIBILITY OF A SCREW DISLOCATION NEAR STRUCTURAL PHASE TRANSITION POINT	116
Dezhin V.V., Nechaev V.N. GENERALIZED SUSCEPTIBILITY OF A MIXED DISLOCATION NEAR THE STRUCTURAL PHASE TRANSITION POINT	117

Dezhin V.V., Nechaev V.N. GENERALIZED SUSCEPTIBILITY OF A MIXED DISLOCATION IN A FERROELECTRICS NEAR PHASE TRANSITION POINT	118
Дегтярева В.Ф., Афоникова Н.С. ФАЗЫ ФРАНКА–КАСПЕРА И АППРОКСИМАНТЫ КВАЗИКРИСТАЛЛОВ: СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ В МОДЕЛИ ЮМ-РОЗЕРИ	119
Байгонакова Г.А., Ясенчук Ю.Ф., Марченко Е.С., Гюнтер В.Э., Ходоренко В.Н. МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ФАЗ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ ПОРИСТОГО НИКЕЛИДА ТИТАНА СПЕКАНИЕМ И СВС	120
Муслов С.А., Лисовенко Д.С. КОЭФФИЦИЕНТ ПУАССОНА МОНОКРИСТАЛЛОВ TiNi–TiFe	121
Муслов С.А. ОЦЕНКА ЧИСЛЕННЫХ ЗНАЧЕНИЙ СИЛОВЫХ ПОСТОЯННЫХ МЕЖАТОМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В TiNi И TiNiFe	122
Скоромная С.Ф., Николаенко А.А., Ткаченко В.И. МОДЕЛИ ОПИСАНИЯ ПРЯМЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ	123
Романов Д. А., Громов В. Е., Гаевой Е. А., Степиков М. А., Филяков А. Д. СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ИЗНОСОСТОЙКИХ НАПЛАВОК НА КУЗОВА БОЛЬШЕГРУЗНЫХ АВТОМОБИЛЕЙ И КОВШЕЙ ЭКСКАВАТОРОВ	124
Романов Д. А., Московский С. В., Громов В. Е., Филяков А. Д., Гаевой Е. А. ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫЕ НАНОКОМПОЗИТНЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ Ag–CuO КОНТАКТОВ ПЕРЕКЛЮЧАТЕЛЕЙ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СЕТЕЙ	125
Соснин К. В., Романов Д. А., Громов В. Е., Филяков А. Д., Гаевой Е. А. БИОИНЕРТНЫЕ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫЕ ПОКРЫТИЯ СИСТЕМЫ ТИТАН-НИОБИЙ ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ	126
Романов Д. А., Громов В. Е., Филяков А. Д., Гаевой Е. А., Степиков М. А. СВОЙСТВА И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ ШТАМПОВЫХ СТАЛЕЙ ГОРЯЧЕГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ Х12МФ И 5ХНМ, МОДИФИЦИРОВАННЫХ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫМ МЕТОДОМ	127
Московский С. В., Романов Д. А., Громов В. Е., Филяков А. Д., Гаевой Е. А. СТРУКТУРА ЭЛЕКТРОВЗРЫВНЫХ ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОСТОЙКИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОКРЫТИЙ ДИОКСИД ОЛОВА – СЕРЕБРО	128
Кийко В.М., Чумичев В.А., Абашкин С. А. ПРОЧНОСТЬ ВОЛОКНИСТЫХ КОМПОЗИТОВ С МОЛИБДЕНОВОЙ МАТРИЦЕЙ В ДИАПАЗОНЕ ТЕМПЕРАТУР 20÷1400°С	129
Кийко В.М., Милейко С.Т., Новохатская Н.И. ПРОЧНОСТЬ И ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ КОМПОЗИТОВ С Al ₂ O ₃ – CaAl ₁₂ O ₁₉ ВОЛОКНАМИ И ХРУПКОЙ МАТРИЦЕЙ	130
Прокофьев С.И., Йонсон Э. ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ТЕПЛОВЫХ КОЛЕБАНИЙ НАНОВКЛЮЧЕНИЯ ЖИДКОГО СВИНЦА НА ЗАКРЕПЛЕННОЙ ДИСЛОКАЦИИ В АЛЮМИНИИ	131
Прокофьев С. И. ОЦЕНКА ПОВЕРХНОСТНОГО НАТЯЖЕНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В АЛЛОТРОПИЧЕСКИХ ФАЗАХ ЧИСТЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	132
Шишулин А.В., Федосеев В.Б. РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ПРИ РАССЛАИВАНИИ ТВЕРДОГО РАСТВОРА Cr–W	133

Шишулин А.В., Федосеев В.Б. ОБ ОСОБЕННОСТЯХ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ В НАНОЧАСТИЦАХ ФРАКТАЛЬНОЙ ФОРМЫ СИСТЕМЫ Pt–Au	134
Дмитриевский А.А., Жигачева Д.Г., Тюрин А.И., Умрихин А.В., Овчинников П.Н. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТОЙКОСТЬ КОМПОЗИЦИОННОЙ КЕРАМИКИ $ZrO_2(CaO)-Al_2O_3$ К ГИДРОТЕРМАЛЬНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЯМ	135
Смирнов М.О., Чижик Т.А., Золотов А.М. ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6 ПОСЛЕ ОСАДКИ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМОДЕФОРМАЦИОННЫХ ПАРАМЕТРАХ	136
Остриков О.М. ПОЛИСИНТЕТИЧЕСКОЕ ДВОЙНИКОВАНИЕ КРИСТАЛЛОВ И НАУЧНАЯ ЗНАЧИМОСТЬ ЕГО КЛАССИФИКАЦИИ	137
Аксёнова К.В., Никитина Е.Н., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф. АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ С БЕЙНИТНОЙ И МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРАМИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	138
Жуков О.П. Филиппова В.П., Басов С.В., Неумоин К.В., Томчук А.А., Глезер А.М. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ АТОМОВ И ВАКАНСИЙ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ НА ОСНОВЕ α -Fe ПРИ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ В НАКОВАЛЬНЕ БРИДЖМЕНА	139
Филиппова В.П., Блинова Е.Н., Шурыгина Н.А., Сундеев Р.В., Томчук А.А. ПРИНЦИПЫ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ КИНЕТИКИ ИНТЕРКРИСТАЛЛИТНОЙ АДСОРБЦИИ В ОЦК ТВЕРДОМ РАСТВОРЕ	140
Коновалов С.В., Носова Е.А., Крюкова Е.Д., Иванов Ю.Ф. ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ С БОЛЬШИМИ СТЕПЕНЯМИ ОБЖАТИЙ НА ХАРАКТЕР ИЗМЕНЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТЕПЕНЬ НЕОДНОРОДНОСТИ СТРУКТУРЫ СПЛАВА А5	141
Невский С.А., Сарычев В.Д., Высоцкая Е.А., Громов В.Е. ФИЛЬТРАЦИОННАЯ МОДЕЛЬ ПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКИХ ПОЛЕЙ	142
Крюкова Е.Д., Комиссарова И.А., Косинов Д.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. УСТАЛОСТНАЯ ДОЛГОВЕЧНОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА ВТ1-0, МОДИФИЦИРОВАННОГО ВНЕШНИМИ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ВОЗДЕЙСТВИЯМИ	143
Мышляев М.М., Алетдинов А.Ф., Миронов С.Ю., Корзникова Г.Ф., Зарипова Р.Г., Конькова Т.Н. EBSD АНАЛИЗ МИКРОСТРУКТУРЫ СТАЛИ 12Х18Н10Т ПОСЛЕ КРИОГЕННОЙ ПРОКАТКИ	144
Gromov V.E., Glezer A.M., Ivanov Yu.F., Kosinov D.A., Nevskii S.A., Kononov S.V., Klopotov A.A. FORMATION OF SILUMIN MULTILAYER STRUCTURE BY Y_2O_3 POWDER ELECTROEXPLOSIVE ALLOYING	145
Gromov V.E., Yuriev A.A., Ivanov Yu.F., Glezer A.M., Kondratova O.A. STAGES OF LAMELLAR PEARLITE TRANSFORMATION OF 100M DIFFERENTIALLY HARDENED RAILS UNDER LONG TERM OPERATION	146
Митрофанов Ю.П., Кобелев Н.П., Хоник В.А. СВЯЗЬ МЕЖДУ СВОЙСТВАМИ СТЕКЛА И МАТЕРИНСКОГО КРИСТАЛЛА	147

Зуев С.М., Скворцов А.А., Лавриков А.А., Варламов Д.О., Швецов А.С. К АНАЛИЗУ ПРОЦЕССОВ ПЕРЕНОСА ТЕПЛОТЫ, ПРИВОДЯЩИХ К ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЮ СИСТЕМ МЕТАЛЛ-ПОЛУПРОВОДНИК	148
Липатникова Я.Д., Соловьев А.Н., Соловьева Ю.В. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ ТИПА МЕТАЛЛ – ИНТЕРМЕТАЛЛИД	149
Блинова Е.Н., Сундеев Р.В., Шурыгина Н.А., Томчук А.А., Дьяконов Д.Л. ТЕМПЕРАТУРНО-ВРЕМЕННАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ БОЛЬШИХ ПЛАСТИЧЕСКИХ ДЕФОРМАЦИЙ	150
Захарова Е.А., Дьяконова Н.П., Свиридова Т.А., Чуева Т.Р. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ОБЪЕМНО- АМОРФНОМ СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ РАЗМОЛЕ В ШАРОВОЙ МЕЛЬНИЦЕ	150
Цой К.В., Страумал А.Б. ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД СМАЧИВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ПРОМЫШЛЕННОМ МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ EZ33A	151
Алёшин А.Н. ОПИСАНИЕ КИНЕТИКИ АНОМАЛЬНОГО РОСТА ЗЕРЕН В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ И СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ НИКЕЛЕ НА ОСНОВЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЙ О ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ ПЕРВОГО РОДА	152
Левин Д. М., Шуйцев А. В., Маркова Г. В. ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В TiNi	153
Клюева Е.С., Маркова Г.В. ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ СТАРЕНИЯ СПЛАВА 36Mn64Cu МЕТОДАМИ МЕХАНИЧЕСКОЙ СПЕКТРОСКОПИИ	154
Маркова Г.В., Володько С.С., Алимов И.А. ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В ПОРОШКОВОМ TiNi	155
Сурсаева В.Г. ГИСТЕРЕЗИС ПРИ ЗЕРНОГРАНИЧНОМ ДВИЖЕНИИ ГРАНИЦ НАКЛОНА В ЦИНКЕ	156
Ситников Н.Н., Шеляков А.В., Сундеев Р.В., Хабибуллина И.А. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПРОЦЕССЫ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ TiNi-TiCu С БОЛЬШИМ СОДЕРЖАНИЕМ МЕДИ	157
Хабибуллина И.А., Митин Д.И. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ TiNiCu	158
Берендеев Н.Н., Мурашов А.А., Галаева Е.А., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В. КОРРОЗИОННАЯ УСТАЛОСТЬ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЬФА- И ПСЕВДО-АЛЬФА ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ДЛЯ ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ	159
Болдин М.С., Ланцев Е.А., Андреев П.В., Сметанина К.Е., Мурашов А.А., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Сахаров Н.В., Малехонова Н.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ВЫСОКОСКОРОСТНОГО ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ ПОРОШКОВ WC-Co С РАЗЛИЧНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА	160
Болдин М.С., Ланцев Е.А., Сахаров Н.В., Андреев П.В., Сметанина К.Е., Мурашов А.А., Благовещенский Ю.В., Исаева Н.В., Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ УЛЬТРАМЕЛКО-	161

ЗЕРНИСТЫХ ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ WC-Co, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ ПЛАЗМОХИМИЧЕСКИХ НАНОПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ	
Нохрин А.В., Болдин М.С., Ланцев Е.А., Козлова Н.А., Чегуров М.К., Востоков М.М., Шадрин Я.С., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНЫХ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ ДИФФУЗИОННОЙ СВАРКИ	162
Нохрин А.В., Козлова Н.А., Чегуров М.К., Берендеев Н.Н., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Бобров А.А., Ревва Д.А., Калачева А.А., Шадрин Я.С. ИССЛЕДОВАНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ МЕЛКОЗЕРНИСТЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ	163
Нохрин А.В., Нагичева Г.С., Шадрин Я.С., Мелехин Н.В., Степанов С.П. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ РЕЛЬСОВЫХ СТАЛЕЙ В РАЗЛИЧНЫХ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЯХ	164
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Чегуров М.К., Тряев П.В., Михайлов А.С., Ершова А.В., Табачкова Н.Ю., Козлова Н.А., Шадрин Я.С., Пискунов А.В., Степанов С.П., Лихницкий К.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ВЫСОКОПРОЧНОГО МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА Ti-2.2Al-2.5Zr	165
Нохрин А.В., Шадрин Я.С., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Пискунов А.В., Бобров А.А., Лопатин Ю.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПАДА ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ЛИТЫХ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ Al-Sc, МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ МАГНИЕМ	166
Нохрин А.В., Шадрин Я.С., Копылов В.И., Чувильдеев В.Н., Пискунов А.В., Бобров А.А., Лопатин Ю.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЛИТЫХ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОЛОВЯННЫХ БРОНЗ	167
Пятерикова В.В., Грязнов М.Ю., Берендеев Н.Н., Шотин С.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ	168
Прохоров Д.В., Карпов М.И. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА NbMoS	169
Страумал А.Б., Цой К.В., Мазилкин И.А., Асланян Г.Г. СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СПЕКТРОВ ВСТРЕЧАЮЩИХСЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМАХ Cu-Ag И Cu-In	170
Страумал П.Б., Мартыненко Н.С., Добаткин С.В. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА КОМПОЗИТА МАГНИЕВОГО СПЛАВА С КЕРАМИКОЙ, ПОДВЕРГНУТОГО ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	171
Владимиров А. В., Лукашова М. В. ИЗГОТОВЛЕНИЕ ЛАМЕЛЕЙ С ПОМОЩЬЮ ДВУХЛУЧЕВЫХ СКАНИРУЮЩИХ ЭЛЕКТРОННЫХ МИКРОСКОПОВ TESCAN (ЧЕХИЯ)	172

Владимиров А. В., Лукашова М. В. ТРАВЛЕНИЕ СФОКУСИРОВАННЫМ И РАСФОКУСИРОВАННЫМ ИОННЫМ ПУЧКОМ КАК ПРОБОПОДГОТОВКА ДЛЯ МИКРОТЕКСТУРНОГО АНАЛИЗА EBSD	173
Карпов М.И. СРАВНЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЭВТЕКТИКИ В СИСТЕМАХ Nb–Nb ₃ Si И Nb–Nb ₂ C	174
Именной указатель	175
Содержание	179

TESCAN S8000G

Новое поколение микроскопов FIB-SEM

Новые стандарты качества пробоподготовки и исследований



Field-Free UHR

Электронная колонна BrightBeam™

с инновационной технологией Field-Free UHR позволяет достигнуть принципиально нового уровня ультравысокого разрешения, сохраняя максимальную универсальность прибора и бескомпромиссное качество изображения.



Ga FIB-SEM

Новейшая ионная колонна Orage™

представляет лучшее в своем классе поколение ионной оптики FIB Ga⁺ с улучшенным разрешением при малых энергиях пучка для высокотехнологичных и деликатных процессов пробоподготовки.



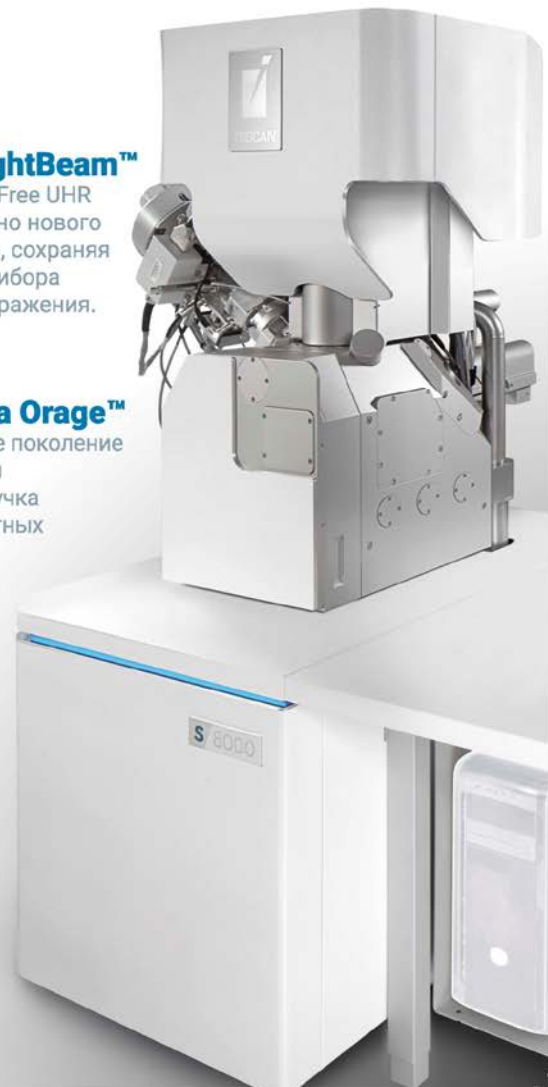
Resolution

0.9 nm
at 15 keV

Оригинальная система детектирования

включает комбинацию встроенных в колонну детекторов с возможностью селективного отбора как по углу разлёта электронов, так и по энергии, обеспечивая высочайший контраст изображения и максимальную чувствительность к деталям поверхности.

www.tescan.ru



Спецификации

Электронно-оптическая система:

Электронная пушка:	Эмиттер на основе катода Шоттки высокой яркости
Электронная оптика:	Колонна BrightBeam™ демонстрирует комбинацию магнитно-электростатической объективной линзы и технологии Wide Field Optics™.
Разрешение: STEM (опционально): Режим низкого вакуума:	Стандартный режим: 0.9 нм при 15 кэВ 1.7 нм при 1 кэВ / 1.4 нм при 1 кэВ* 2.0 нм при 500 эВ / 1.6 нм при 200 эВ* 0.9 нм при 30 кэВ BSE: 2.0 нм при 30 кэВ LVSTD: 1.5 нм при 30 кэВ
Поле обзора:	7.0 мм при WD 6 мм (аналитическое) 21 мм при WD 30 мм
Энергия пучка:	от 50 эВ до 30 кэВ
Ток зонда:	от < 1 пА до 400 нА

Ионно-оптическая система:

Ионная колонна:	Колонна FIB ORAGE™ высокого разрешения с Ga-эмиттером
Ионная пушка:	Жидкометаллический источник ионов Ga
Разрешение:	< 2.5 нм при 30 кэВ (в точке пересечения пучков FIB-SEM)
Ускоряющее напряжение:	от 0.5 кэВ до 30 кэВ
Ток зонда:	от < 1 пА до 100 нА
Точка пересечения пучков FIB-SEM:	WD 6 мм для SEM, WD 12 мм для FIB
Наклон столика в точке пересечения FIB-SEM:	55°

Детекторы, Камера и Столик образцов:

Детекторы (стандартная комплектация):	Мульти-детектор (в колонне) Приосевой детектор (в колонне) SE типа Эверхарта-Торнли (в камере) Выдвижной BSE (в камере)
Камера образцов:	Внутренние размеры: 340 мм (ширина) x 315 мм (глубина) x 320 мм (высота) Количество портов: 20 Интегрированная активная электромагнитная система подавления вибраций колонны и камеры
Предметный столик:	Компьютеризированный, полностью моторизованный X/Y = 130 мм, Z = 90 мм Вращение 360° непрерывно. Наклон от -60° до +90°

* - с применением технологии торможения пучка (BDT)

Научное издание

Фазовые превращения и прочность кристаллов

Сборник тезисов X Международной конференции
(29 октября-2 ноября 2018 года, Черноголовка)

Редактор Борис Борисович Страумал

*Техническое редактирование и
компьютерная верстка Е.В. Черняевой*

Библиографическое описание дано в авторской редакции

ISBN 978-5-6040418-0-2



9 785604 041802