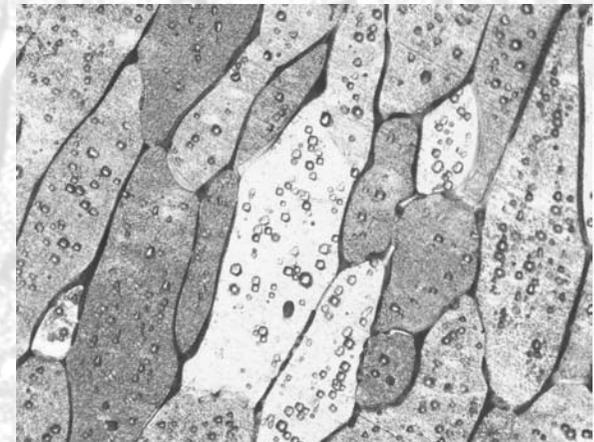


Фазовые превращения и прочность кристаллов

Фазовые превращения и прочность кристаллов

Сборник тезисов

**III Международной
конференции**



**Черноголовка
2004**

Background and Scope

Grain and interphase boundaries play very important role in the advanced materials, especially in the nanostructured materials, composites, coatings and thin films. Interfaces determine strongly the plasticity, transport phenomena, adhesion, diffusion permeability etc.

Discussions at recent meetings like EuroConference *Structure and Composition of Interfaces in Solids* (August 2002, Kloster Irsee, Germany), NATO ASI *Synthesis, Functional Properties and Applications of Nanostructures* (July 2002, Crete, Greece), *Nucleation and Non-Linear Problems in First-Order Phase Transitions NPT'2002* (July 2002, St.-Petersburg, Russia), *Crystal defects and strength* (June 2002, Chernogolovka, Russia), *Diffusion, Stresses and Segregation DSS-02* (May 2002, Moscow, Russia), *Phase transitions at high pressures FVD-2002* (May 2002, Chernogolovka, Russia) and *10th International Conference on Intergranular & Interface Boundaries iib2001* (July 2001, Haifa, Israel) demonstrated that it will be interesting to organize the workshop joining both the specialists in investigation of interfaces and development of modern materials. The idea of such workshop would be to stimulate the reluctant and unstressed discussions on recent achievements in the fundamental investigations of interfaces and possible applications of these knowledge in the development of advanced materials. The tentative list of topics below is not closed, and all interface-related contributions are welcome.

Workshop topics

- Grain and interphase boundary diffusion, grooving, wetting, segregation and embrittlement.
- Interfaces in thin films, coatings, multilayers, nanostructured materials.
- Phase transitions at interfaces (faceting, roughening, wetting, premelting etc.) and the role of interfaces in the bulk phase transmissions.
- Atomic-scale theoretical modeling (*ab initio* and molecular dynamics).
- Structural investigations.
- Investigation of interface-related phenomena (superplasticity, mechanical properties, sintering, diffusion bonding, soldering).
- Interfaces in magnetic materials.
- New high-resolution experimental methods for investigation of interfaces.

Organization

This workshop is organized by the Institute of Solid State Physics supported by Russian Academy of Sciences, Russian Foundation for Basic Research, Russian Ministry of Industry, Science and Technology, Government of Moscow Region and European Foundations.

Format

The conference language will be English. The conference will include invited lectures (40 min with discussion) and oral presentations (20 min) without parallel sections. Poster sessions will also be included. Round table discussions will be organized. It is supposed to create an atmosphere which will best matched to the free discussion.

There will be also an accompanying persons program including full day tour to Sergiyev Posad – celebrated Russian monastery located at 30 km from Chernogolovka. Most probably, the visits to the Russian space research center and/or aviation museum (large collection of historical airplanes) located about 20 km from Chernogolovka will be organized.

Location

IAM-03 will be held at the Institute of Solid State Physics (<http://www.issp.ac.ru>) which is located in Chernogolovka research center of Russian Academy of Sciences (RAS) about 40 km to north-east from Moscow (<http://www.chg.ru>).

Weather

The weather in Moscow at the end of May is moderately warm and dry. The average daily temperature is usually 20 - 25°C and nightly – 10-15°C. The umbrella not be undue.

Conference fees

The fees should be about 350 USD for participants and 200 USD for accompanying persons. Discounted students fees will also be available. The fees include participation at the conference, book of abstracts, one copy of the proceedings (not for accompanying persons), coffee breaks, lunches, welcome party and conference banquet. Students must send a letter from their department head with their registration form.

Call for papers

Prospective authors are invited to submit an abstract (about 400 words, one page maximum) by completing the attached pre-registration and abstract submission form. Prospective participants are kindly requested to return both forms by November 20, 2002, preferably by e-mail. The presenting author will be informed of the abstract acceptance (oral or poster) by December 02, 2002. The Advisory Committee will decide on the mode of presentation (oral, poster) but authors are invited to indicate their preference.

Conference Proceedings

IAM-03 Proceedings will be published in special issue of *Interface Science*. The Proceedings will be available within about 9 months after the workshop. The text prepared according to the guidelines of *Interface Science* must be submitted at the Workshop Desk both as hard copy and in electronic form.

Accommodation

The weekend before the conference all participants will stay at the “Akademicheskaja” hotel in Moscow (located about 2 km from Kremlin, moderate prices). The organizers will meet the guests at the airports. On Monday May 26 the participants will be transferred by the conference bus to Chernogolovka. They will stay there in the hotel of RAS till the end of the conference. The transfer from Chernogolovka to the airports will be ensured by Organising Committee. The organizers will offer also the cultural program for the weekend before and after the conference. Most probably, for the weekend after the conference the trips to the historical places to the north-east (like Sergiyev Posad, Vladimir or Suzdal) will be planned.

Deadlines

1 st announcement	October 2002
2 nd announcement	December 2002
Pre-registration, abstract submission	November 20, 2002
Submission of papers	May 26, 2003
Workshop	May 26-30, 2003

Visa application

If you need visa for Russia, please read carefully the instruction letter (attached to the separate e-mail) and provide us by e-mail the requested information not later than 4 months before workshop beginning.

Conference chairman: B.B. Straumal
Tel/Fax: +7-095-2382326 and +7-095-1117067
Mobile +7 902 6768673
E-mail straumal@issp.ac.ru or straumal@song.ru
Institute of Solid State Physics RAS
Chernogolovka, Moscow district, 142432 Russia

International Advisory Committee:

M.D. Baro (Spain), B.B. Bokstein (Russia), D. Brandon (Israel),
M.A. Fortes (Portugal), E. Glickman (Israel), A.M. Glezer
(Russia), G. Gottstein (Germany), W. Gust (Germany), Chr.
Herzig (Germany), A. King (USA), Yu.R. Kolobov (Russia), P.
Lejcek (Czech Rep.), I. Manna (India), F. Muktepavela (Latvia),
J.-M. Penisson (France), V.N. Perevesentsev (Russia), R.C.
Pond (UK), V. Pontikis (France), E. Rabkin (Israel), M. Rühle
(Germany), F. Rustichelli (Italy), V.V. Rybin (Russia), D.N.
Seidman (USA), H.-E. Schaefer (Germany), A. Serra (Spain),
W. Sigle (Germany), L. Shvindlerman (Germany, Russia), D.
Srolovitz (USA), B.B. Straumal (Russia), A. Sutton (UK), R.Z.
Valiev (Russia), M. Vasylyev (Ukraine), V. Vitek (USA), T.
Watanabe (Japan), D.Y. Yoon (Korea), P. Zieba (Poland)

Organising Committee:

Boris Straumal, Alena Khrusheva, Olga Kostina, Natalia
Lasareva, Sergei Polyakov, Svetlana Protasova (Conference
secretary, sveta@issp.ac.ru), Elena Straumal, Vera Sursaeva

Website: <http://www.issp.ac.ru/libm/iam-03>

PRE-REGISTRATION AND ABSTRACT SUBMISSION
FORM

Return by November 20, 2001 to: Boris B. Straumal
Institute of Solid State Physics RAS
Chernogolovka, Moscow district, 142432 Russia
Tel./Fax: +7-095-2382326 and +7-095-1117067
E-mail straumal@issp.ac.ru or straumal@song.ru

Presenting Author or Prospective Participant

Name.....
First Name.....
Affiliation.....
Address.....
.....
Zip.....Country.....
Tel.Fax.....
E-mail.....

Please check appropriate boxes:

- I would like to present a paper (Abstract is enclosed)
- I plan to attend but I will not present a paper.
- Please supply me with the 2nd announcement of IAM-03

I would like this paper be included:

as an

- Oral presentation
- Poster presentation

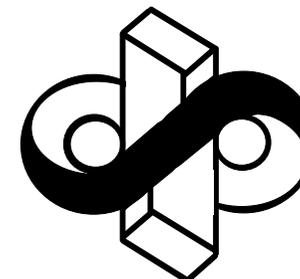
*Final decision about presentation (Oral/Poster) is the
responsibility of Advisory Committee*

Abstract. E-mail submission is preferable.

May be submitted on the other page

The author certifies that making the presentation of the paper is
not under any restriction by law or contract. Author grants
permission to IAM-03 to reproduce the above abstract and
certifies that the intended manuscript has not been published
elsewhere.

Signature.....Date.....



IAM'03

**INTERFACES IN ADVANCED
MATERIALS**

IAM-03

International Workshop

**First Announcement
and Call for Papers**

**Chernogolovka, Moscow district
Russia**

26-30 May, 2003

Научный Совет РАН по физике конденсированного состояния.
Министерство промышленности, науки и технологий РФ
Межгосударственный координационный совет по физике прочности и пластичности материалов.
Секция «Физика металлов и сплавов» Научного совета РАН.
Институт физики твердого тела РАН.
Институт металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова
ГНЦ РФ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина

III Международная конференция

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

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

СОВМЕСТНО С

**XIV заседанием
Московского семинара**

**«Физика деформации и
разрушения твердых тел»**

20-24 сентября 2004 года

Сборник тезисов

Черноголовка
2004

УДК

Фазовые превращения и прочность кристаллов»: тезисы докладов III Международной конференции (20-24 сентября 2004 г., Черногоровка), Черногоровка, 2004, 236 с.

Организационный комитет

Председатели

Осипьян Ю.А. - академ. РАН (Черноголовка)

Исаков М.Г. - д.ф.-м.н. (Москва)

Зам.председателя

Глезер А.М. - д.ф.-м.н., проф (Москва)

Страумал Б.Б. - д.ф.-м.н., проф (Черноголовка)

Ученый секретарь - Черняева Е.В. (Санкт-Петербург)

Андриевский Р.А. - д.ф.-м.н., проф. (Черноголовка)

Анчев В. - д.ф.-м.н., проф. (София, Болгария)

Баннх О.А. - академ. РАН (Москва)

Баретцки Б. - д.ф.-м.н., проф. (Штутгарт, Германия)

Бречко Т. - д.ф.-м.н., проф. (Ольштын, Польша)

Головин Ю.И. - д.ф.-м.н., проф. (Тамбов)

Капуткина Л.М. - д.ф.-м.н., проф. (Москва)

Карпов М.И. - д.ф.-м.н., проф. (Черноголовка)

Кведер В.В. - д.ф.-м.н., проф. (Черноголовка)

Клубович В.В. - академ. НАНБ (Витебск, Беларусь)

Коваль Ю.Н. - чл-корр. НАНУ (Киев, Украина)

Козлов Э.В. - д.ф.-м.н., проф. (Томск)

Куксенко В.С. - д.ф.-м.н., проф. (Санкт-Петербург)

Лейчек П. - д.ф.-м.н., проф. (Прага, Чехия)

Мильтман Ю.В. - чл-корр НАНУ (Киев, Украина)

Мишин Ю. - проф. (Фэйрфакс, США)

Могутнов Б.М. - д.х.н., проф. (Москва)

Морозов Е.М. - чл-корр РАН (Москва)

Морозов Н.Ф. - академ. РАН (С-Петербург)

Муктепавела Ф. - проф. (Рига, Латвия)

Неклюдов И.М. - чл-корр НАНУ (Харьков, Украина)

Никаноров С.П. - д.ф.-м.н., проф. (Санкт-Петербург)

Никитенко В.И. - д.ф.-м.н., проф. (Черноголовка)

Панин В.Е. - академ. РАН (Томск)

Понятовский Е.Г. - д.ф.-м.н., проф. (Черноголовка)

Рабкин Е.И. - проф. (Хайфа, Израиль)

Регель В.Р. - д.ф.-м.н., проф. (Москва)

Ройтбурд А.Л. - проф. (Мериленд, США)

Рыбин В.В. - член-корр. РАН (Санкт-Петербург)

Слуцкер А.И. - д.ф.-м.н., проф. (Санкт-Петербург)

Смирнов Б.И. - д.ф.-м.н., проф. (Санкт-Петербург)

Счастливцев В.М. - академ. РАН (Екатеринбург)

Фирстов С.А. - чл-корр. НАНУ (Киев, Украина)

Фризель М. - проф. (Гетеборг, Швеция)

Хусаинов М.А. - д.ф.-м.н., проф. (Великий Новгород)

Шпак А.П. - академ. НАНУ (Киев, Украина)

Шудегов В.Е. - д.ф.-м.н., проф. (Москва)

Програмный комитет

Председатель

Альшиц В.И. - д.ф-м.н., проф. (Москва)

Зам.председателя

Добаткин С.В. - д.т.н., проф. (Москва)

Мышляев М.М. - д.ф-м.н., проф. (Москва)

Алехин В.П. - д.ф-м.н., проф. (Москва)

Бетехтин В.И. - д.ф-м.н., проф. (Санкт-Петербург)

Виноградов А. - проф. (Осака, Япония)

Гринберг Б.А. - д.ф-м.н., проф. (Екатеринбург)

Громов В.Е. - д.ф-м.н., проф. (Новокузнецк)

Закревский В.А. - д.ф-м.н., проф. (Санкт-Петербург)

Земба П. - проф. (Краков, Польша)

Ивасишин О.М. - акад. НАНУ (Киев, Украина)

Клявин О.В. - д.ф-м.н., проф. (Санкт-Петербург)

Колобов Ю.Р. - д.ф-м.н., проф. (Томск)

Конева Н.А. - д.ф-м.н., проф. (Томск)

Курдюмов В.Г. - д.ф-м.н., проф. (Москва)

Наймарк О.Б. - д.ф-м.н., проф. (Пермь)

Осташев В.В. - д.ф-м.н. (Псков)

Прокошкин С.Д. - д.ф-м.н. (Москва)

Рубаник В.В. - к.ф-м.н. (Витебск, Беларусь)

Санчес Болинчес А. - проф. (Валенсия, Испания)

Слезов В.В. - чл-корр. НАНУ (Харьков, Украина)

Тяпунина Н.А. - д.ф-м.н., проф. (Москва)

Шехтман В.Ш. - д.ф-м.н., проф. (Черноголовка)

Штремель М.А. - д.ф-м.н., проф. (Москва)

Федоров В.А. - д.ф-м.н., проф. (Тамбов)

Эстрин Ю. - проф. (Клаусталь, Германия)

Эстрин Э.И. - д.ф-м.н., проф. (Москва)

Локальный оргкомитет

Сопредседатели Глезер А.М., Страумал Б.Б.

Протасова С.Г., Сурсаева В.Г., Хрущева А.С.

Когтенкова О.А. Шалимова А.В.

ЭЛЕКТРОННЫЙ СПИНОВЫЙ РЕЗОНАНС, ВЫЗЫВАЮЩИЙ УПРОЧНЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Осипьян Ю.А.¹, Моргунов Р.Б.¹, Баскаков А.А.¹,
Орлов А.М.², Скворцов А.А.², Инкина Е.Н.²

¹ Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

² Ульяновский государственный университет, Ульяновск, Россия

scvor@sv.uven.ru

До настоящего времени электронный парамагнитный резонанс (ЭПР), стимулирующий изменение пластичности, наблюдали только в ионных кристаллах [1]. Поэтому цель настоящей работы – исследование подвижности дислокаций в монокристаллах Si после одновременного воздействия скрещенных постоянного и микроволнового (СВЧ) магнитных полей. Эксперименты проводились на легированных бором полированных пластинах кремния *p*-типа. Образец с нанесенной на него царапиной помещали в пря-

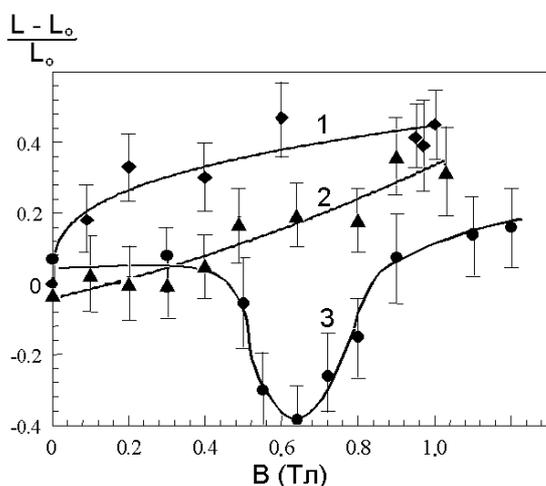


Рис.1. Зависимости относительного пробега дислокаций под действием механической нагрузки от индукции постоянного магнитного поля B_0 , прикладываемого перед нагружением: 1 – в отсутствие СВЧ поля, 2 – при совместном действии постоянного и СВЧ магнитных полей в ориентации $B_0 \parallel B_1$, 3 – при совместном действии постоянного и СВЧ магнитных полей в ориентации $B_0 \perp B_1$. Мощность СВЧ в резонаторе ~ 0.3 Вт. Во всех опытах $B_0 \parallel [100]$.

моугольный резонатор, который был согласован с магнетроном на постоянной частоте 9.6 ГГц и находился между полюсами электромагнита. После экспозиции в скрещенных постоянном и СВЧ магнитных полях, производимой при комнатной температуре, образцы извлекали из резонатора и деформировали при температуре 675 °С растягивающим механическим напряжением 58 МПа, постоянным вдоль исследуемой части кристалла и одинаковым во всех опытах [2,3]. Результаты исследований показали, что частота СВЧ и индукция постоянного магнитных полей, при которых наблюдается максимальное упрочнение кристаллов (рис.1.), удовлетворяют условию возбуждения ЭПР в дефектах структуры. Это свидетельствует о том, что первичные элементарные процессы обнаруженных ранее магнитопластических эффектов (влияние постоянного магнитного поля на пластичность [2-5]) являются спин-зависимыми в монокристаллах кремния. Обнаружена анизотропия ЭПР спектра, которая свидетельствует о том, что в состав магниточувствительных дефектов входят атомы бора. Наличие анизотропии подтверждает, что спин-зависимые события происходят в кристаллической, а не в аморфной части деформированного кристалла, а также позволяет исследовать локальную симметрию спин-управляемых центров.

1. Ю.И.Головин, Р.Б.Моргунов, ЖЭТФ **115**, 605(1999).
2. А.М.Орлов, А.А.Скворцов, А.А.Соловьев, ЖЭТФ **122**, 123(2003).
3. А.А.Скворцов, А.М.Орлов, Л.И.Гончар, ЖЭТФ **120**, 134 (2001)
4. М.В.Бадылевич, Ю.Л.Иунин, В.В. Кведер, В.И.Орлов, Ю.А.Осипьян, ЖЭТФ **124**, (2003).
5. В.А.Макара, Л.П.Стебленко, Н.Я.Горидько, и др., ФТТ **43**, 462(2001).

МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В СВЕРХСИЛЬНОМ ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Осипьян Ю.А.¹, Моргунов Р.Б.¹, Баскаков А.А.¹, Дунин-Барковский Л.Р.¹,
Tanimoto Y.², Fujiwara M.²

¹*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*

²*Institute for Molecular Science, Myodaiji, Okazaki 444-8585, Japan*

morgunov@issp.ac.ru

Опыт последних десятилетий показал, что магнитное поле (МП) является мощным инструментом для установления микроскопических принципов пластической деформации. Механические свойства кристаллов до настоящего времени исследовали в постоянном магнитном поле с индукцией не более 1-3 Тл. Даже этих, сравнительно небольших магнитных полей оказалось достаточно, чтобы обнаружить ряд принципиальных закономерностей и установить роль спинов дефектов в формировании пластических свойств кристаллов (см. обзоры [1-2]).

В наших экспериментах использовали ПОСТОЯННОЕ магнитное поле с индукцией 15-18 Тл, т.е. почти на порядок большее, чем было доступно раньше. С одной стороны, это стимулировало разработку новых технических приемов для исследования пластической деформации кристаллов в условиях действия сильного МП. Необходимость усовершенствования техники измерений видна уже из того факта, что кристаллы NaCl свободно парят в отверстии сверхпроводящего магнита, поскольку их сила тяжести компенсируется действием МП. Поэтому с методической точки зрения такие МП можно назвать сверхсильными.

С другой стороны, увеличение индукции постоянного МП позволило нам обнаружить нескольких новых эффектов влияния магнитного поля на пластичность и оптические свойства кристаллов. Обнаружено влияние МП на структуру зародышей роста кластеров Eu в кристаллической решетке. Изменение их атомарной конфигурации в магнитном поле тормозит развитие одних кластеров и значительно ускоряет рост других. На начальном этапе эффекты влияния на оптические свойства кристаллов невелики. Однако нелинейность процесса агрегации и высокая чувствительность к структуре зародышей роста ведет к значительному (на сотни процентов) изменению спектров фотолюминесценции кристаллов, а также микротвердости кристаллов и подвижности дислокаций в них на поздних стадиях кластерообразования. Обнаружено смещение и размножение дислокаций в отсутствие внешнего нагружения в сильно-легированных (до 1000 р.р.м) кристаллах NaCl:Eu. Обнаружено влияние МП на фотолюминесценцию кристаллов NaCl:Ni, в которых ранее магнитоэластический эффект был подробно исследован в слабых МП [1]. Исследовано влияние МП на макропластическое течение ионных и ионно-ковалентных кристаллов.

Возможность управления структурой нанокластеров с помощью МП позволяет развивать технологии получения новых нанокристаллов с кристаллическими решетками и химическим составом, которые не могут быть получены другими методами.

1. В.И.Альшиц, Е.В.Даринская, М.В.Колдаева, Е.А.Петржик, Кристаллография, 2003, т.48, N5, с.838.
2. Р.Б.Моргунов, Вестник РФФИ, Аналитические обзоры, 2003, N2 (<http://www.rfbr.ru/pics/12903ref/file.pdf>).

РАДИО- И ОПТИЧЕСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

Баскаков А.А., Дунин-Барковский Л.Р., Моргунов Р.Б., Шмурак С.З.

Институт физики твердого тела РАН, 142432, Черногловка, Россия
morgunov@issp.ac.ru

Известно, что движение дислокаций, в принципе, способно приводить к образованию новых дефектов и нарушению равновесного распределения примесных парамагнитных ионов по кластерам различных типов. Это может способствовать созданию магниточувствительных конфигураций дефектов, подобных тем, что возникают после закаливания [1]. Цели настоящей работы заключались: 1) в обнаружении и исследовании возбужденных состояний дефектов, создаваемых движущимися дислокациями в состаренных кристаллах NaCl:Eu с исходным квазиравновесным распределением Eu по кластерам различных конфигураций; 2) в проверке предположения о генерации магниточувствительных кластеров Eu в ходе пластического деформирования состаренных и тщательно отожженных кристаллов; 3) в идентификации возможных механизмов зарождения и типов неравновесных дефектов, генерируемых в процессе пластической деформации.

Обнаружено влияние пластической деформации на спектры фотолюминесценции кристаллов NaCl:Eu [2]. Деформирование кристаллов ведет к перераспределению интенсивностей люминесценции дефектов, существовавших в кристалле до пластической деформации, а также к появлению новых полос свечения. Установлено, что движение дислокаций инициирует превращение трехмерных преципитатов EuCl_2 , люминесцирующих при $\lambda = 410$ нм, в новые (неизвестные до начала этой работы) центры свечения с $\lambda = 536$ нм и 599 нм, тем же квантовым выходом, что и у исходных преципитатов и уменьшенной энергией связи. Плоские преципитаты EuCl_2 , лежащие в плоскостях (111) и (301), в результате пластической деформации разрушаются и преобразуются в неравновесные малоатомные комплексы примесно-вакансионных диполей. Установлено, что среди малоатомных комплексов примесно-вакансионных диполей, образовавшихся в процессе пластической деформации, имеются дефекты, чувствительные к МП. Его действие приводит к ускорению процесса их агрегирования в преципитаты EuCl_2 . Т.е. МП увеличивает скорость процессов, обратных тем, которые происходят при пластической деформации.

Обнаружено, что в тщательно отожженных кристаллах NaCl:Eu, в которых состояние подсистемы точечных дефектов близко к равновесному, наблюдается смещение свежевведенных краевых дислокаций (как под действием постоянного МП с индукцией 15 Тл, так и в условиях парамагнитного резонанса в скрещенных постоянном и микроволном полях). Возможно, магнитопластический эффект в незакаленных кристаллах NaCl:Eu обусловлен зарождением неравновесных кластеров Eu в процессе пластической деформации при введении дислокаций. С помощью СКВИД и ЭПР измерений получены температурные зависимости магнитной восприимчивости кластеров Eu на различных стадиях их агрегации в кристаллической решетке и при различных условиях деформирования. Разделены вклады различных типов кластеров в магнитную восприимчивость кристаллов.

1. Моргунов Р.Б., Шмурак С.З., Баскаков А.А. и др., Письма в ЖЭТФ, **76**, N5, 2002.
2. Моргунов Р.Б., Шмурак С.З., Баскаков А.А., Танимото Й., ЖЭТФ **119**, N9, 2003.

IMPRINTING MAGNETIC MEMORY CELLS IN MOLECULAR BASED $\text{NiL}_2(\text{C}_2\text{H}_5\text{OH})_2$ CRYSTALS

Baskakov A.A.¹, Fokin S.V.², Gudoshnikov S.A.³, Morgunov R.B.^{1,4},
Ossipyan Yu.A.¹, Ovcharenko V.I.², Sagdeev R.Z.², Skomarovskii V.S.³, Tanimoto Y.⁴

¹*Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, 142432, Russia*

²*International Tomography Center, Novosibirsk, 630090, Russia*

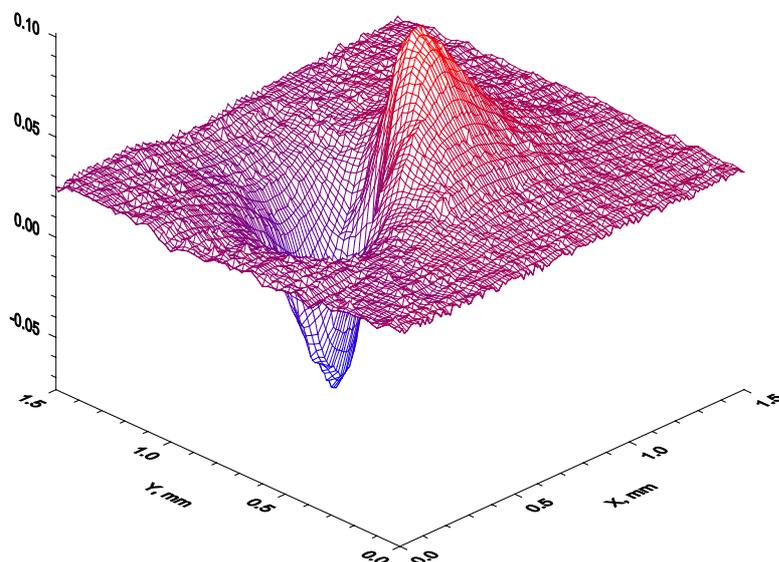
³*Institute of Terrestrial Magnetism, Troitsk, 142190, Russia*

⁴*Institute for Molecular Science, Myodaiji, Okazaki 444-8585, Japan*

morgunov@issp.ac.ru

Magnetic studies of molecular based crystals have stirred great interest in the magnetic properties of structural defects induced by plastic deformation. High pressure is possibly one of the methods of magnetization control. Near structural defects it will strongly affect exchange interactions in many spin paramagnetic crystals. This work has been undertaken to study the distribution of the component of the magnetic field B_z perpendicular to the surface of new $\text{NiL}_2(\text{C}_2\text{H}_5\text{OH})_2$ heterospin single crystals $\sim 3\text{-}5$ mm in size (L is 3-imidazoline nitroxide, 4(3',3',3'-trifluoromethyl-2'-oxopropylidene)-2,2,5,5,5-3-imidazoline-1-oxyl). The scanning SQUID microscope (SSM) was used for local stray magnetic field measurements. The SQUID measured a normal component, B_z , of the magnetic field induction of a sample at distances of about 50-200 micrometers away from the sample surface. All measurements were

made inside of μ -metal shield with remanent magnetic field less than $0.1 \mu\text{T}$. External magnetic field parallel to crystal surface was produced by the Helmholtz coils situated inside of the shield. Sample temperature during scanning was 77 K, which corresponds to the paramagnetic state in an undeformed bulk of the crystals. Indentation was achieved with a Vickers diamond pyramid (load 20 g) and led to an imprint with a linear size of $\sim 100\text{-}200 \mu\text{m}$. During SSM measurements in remnant



magnetic field of the shield a magnetic peculiarity in the area of imprint was found after indentation. 3D magnetic image of the imprint shown in Fig.1 that corresponds to magnetic dipole lying in the plane of the crystal surface in the absence of an external magnetic field. The center of the dipole coincides with the center of the imprint. Application of the external magnetic

Fig.1. 3D magnetic image of the local area of the $\text{NiL}_2(\text{C}_2\text{H}_5\text{OH})_2$ crystal around the indentation pit taken by SSM at $T=77$ K after the external magnetic field of -50 Oe was switched off.

fields parallel to crystal surface led to paramagnetic magnetization of the crystal as a whole and increase of the dipole

signal. Application of a magnetic field opposite to the initial direction (used in the first scanning test) led to a reversal magnetization of the dipole.

Thus, it has been found that local deformation causes ferromagnetic exchange interaction in $\text{NiL}_2(\text{C}_2\text{H}_5\text{OH})_2$ heterospin single crystals at unusually high temperatures (≥ 77 K). These magnetization temperatures are much higher than the temperature observed for the same, but undeformed crystals (~ 5 K). Local plastic deformation should be considered as a method of control over the magnetic properties of molecular based crystals and as a technique for improving their magnetic characteristics. It offers a nice possibility to imprint the magnetic structure and to distribute magnetic memory cells on the surface premeditatedly.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ В СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ СОСТОЯНИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Пустовалов В.В., Кузьменко И.Н., Исаев Н.В., Фоменко В.С., Шумилин С.Э.

*Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины,
Украина, 61103, г. Харьков
pustovalov@ilt.kharkov.ua*

Переход металла или сплава из нормального в сверхпроводящее состояние при температурах ниже T_c сопровождается заметным изменением его пластичности: уменьшается деформирующее напряжение, увеличиваются скорости релаксации напряжений и ползучести. Для объяснения этих явлений, которые в некоторых публикациях называют разупрочнением при NS переходе, предложено несколько теоретических моделей, основанных на возрастании подвижности дислокаций вследствие уменьшения доминирующей силы электронного торможения в сверхпроводящей фазе. В последнее время было обращено внимание на влияние сверхпроводящего перехода на деформационное упрочнение, которое не сводится к «разупрочнению» в сверхпроводящем состоянии. В связи с этим предпринято детальное исследование деформационного упрочнения в нормальном и сверхпроводящем состояниях. Исследовались монокристаллы Al чистотой 99,999% и сплава Pb-5 ат.%In. Полученные результаты в условиях деформации с постоянной скоростью показывают, что, кроме снижения деформирующего напряжения при NS переходе, пластическая деформация в сверхпроводящем состоянии характеризуется более высоким коэффициентом деформационного упрочнения по сравнению с нормальным состоянием. Это означает, что деформация в сверхпроводящем состоянии приводит к дополнительному упрочнению кристалла. Из этого следует, что современная модель деформационного упрочнения при низких температурах должна учитывать электронное торможение дислокаций, изменяющееся при сверхпроводящем переходе.

О ФОРМИРОВАНИИ ПРОСТРАНСТВЕННО-ПЕРИОДИЧЕСКИХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР

Камышанченко Н.В., Красильников В.В., Савотченко С.Е.

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

Синергетический подход к механизму образования дислокационных структур на основе кинетической теории [1] позволяет установить их эволюцию с величиной деформацией и дозы облучения материала [2]. В данной работе проведено теоретическое описание особенностей формирования периодических дислокационных структур произвольного типа под влиянием облучения на основе системы нелинейных уравнений. Анализ процессов самоорганизации в ансамбле взаимодействующих дислокаций основан на связанных нелинейных уравнениях реакционно-диффузионного типа для дислокаций разного сорта:

$$\begin{cases} \frac{\partial \rho_1}{\partial t} = w_{11}\rho_1 - w_{12}\rho_2 - s \frac{\partial \rho_1}{\partial x} + D_{11} \frac{\partial^2 \rho_1}{\partial x^2} + D_{12} \frac{\partial^4 \rho_1}{\partial x^4} + a_0 - a_2\rho_1^2 + a_3\rho_1^3 + \gamma_1\rho_1\rho_2, \\ \frac{\partial \rho_2}{\partial t} = w_{21}\rho_1 - w_{22}\rho_2 - s \frac{\partial \rho_2}{\partial x} + D_{21} \frac{\partial^2 \rho_2}{\partial x^2} + \gamma_2\rho_1\rho_2. \end{cases} \quad (1)$$

Здесь предполагается, что одна из компонент ансамбля является активной ρ_1 , интенсифицирующей процесс эволюции ансамбля, а вторая ρ_2 – пассивной, замедляющей, ингибирующей этот процесс. При изучении кинетики механизмов образования фрагментированных дислокационных структур в качестве этих компонентов могут выступать дислокации разных знаков, так как в этом случае рассматриваются геометрически необходимые дислокации, не скомпенсированные по знаку вектора Бюргерса [3]. Параметры системы (1) имеют вполне определенный физический смысл. Найдены периодические решения системы (1), выражающиеся через эллиптические функции:

$$\rho_1(x,t) = \frac{a_0}{w_{11}} A_1 \operatorname{sn}^2 \left(q \sqrt{\frac{w_{11}}{D_{11}}} (x - st), k \right) + B_1, \quad \rho_2(x,t) = \frac{a_0 w_{22}}{w_{11} w_{21}} A_2 \operatorname{sn}^2 \left(q \sqrt{\frac{w_{11}}{D_{11}}} (x - st), k \right) + B_2,$$

где все параметры полностью определяются через коэффициенты системы (1). Эти решения описывают эволюцию дислокационного ансамбля в виде стационарно движущейся пространственно-модулированной дислокационной структуры с периодом $T = 2K(k) \sqrt{D_{11}/w_{11}} / q$, зависящим от величины деформации и дозы облучения (здесь $K(k)$ – полный эллиптический интеграл).

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов БелГУ, РФФИ № 03-02-16263, № 03-02-17695

1. Красильников В.В., Пархоменко А.А., Савотченко С.Е. // Металлы. 2003. № 6. С. 91-99.
2. Малыгин Г.А. // УФН. 1999. Т.169. №9. С.979-1010.
3. Малыгин Г.А. // ФТТ. 2002. Т.44. №11. С.1979-1986.

РОЛЬ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ГРАДИЕНТОВ ПРИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОМ ДВИЖЕНИИ РАСПЛАВЛЕННЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ Ag-Te В ТЕЛЛУРЕ

Скворцов А.А., Саланов А.А.

Ульяновский государственный университет, Ульяновск, Россия

scvor@sv.uven.ru

В работе исследована электромиграция расплавленных включений на основе серебра в монокристаллическом теллуре при наличии градиента температуры. Показано, что в температурном интервале $T = 620...670$ К расплавленные включения вытесняются

$w/j, 10^{-14} \text{ m}^3/(\text{As})$

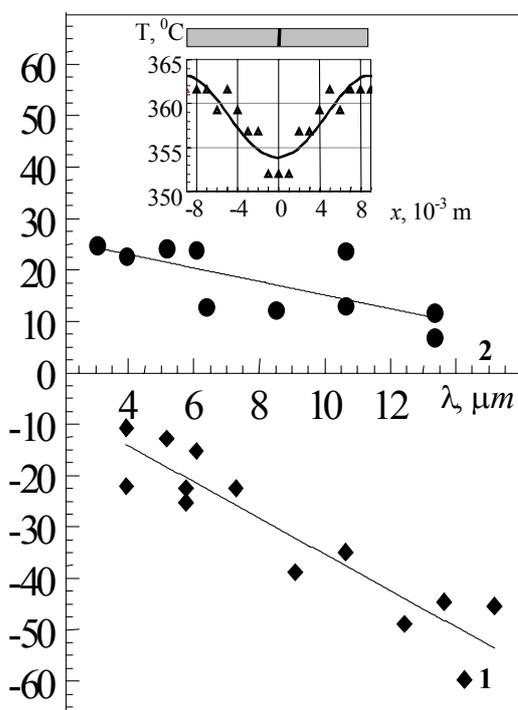


Рис.1. Размерная зависимость скоростей расплавленных включений Ag-Te в теллуре при электроотжиге ($j = 4 \cdot 10^6 \text{ A/m}^2$) в инертной атмосфере. На вставке – температурный профиль $T(x)$, реализуемый при миграции расплавленных включений.

током ($j = 1.4 \cdot 10^5 \text{ A/m}^2$) преимущественно в направлении положительного электрода (1, рис.1). Установлен механизм этого явления, связанный с концентрационными изменениями в объеме расплавленного включения. Показано, что транспорт расплавленных зон спровоцирован температурными изменениями на межфазных границах под воздействием теплоты Пельтье, сил электропереноса и температурных градиентов (вставка, рис.).

Установлена размерная зависимость скорости перемещения зон W в объеме матрицы: включения в температурном и электрическом полях всегда перемещались от стартовой позиции в оба образца с четко фиксируемой размерной зависимостью (1 и 2, рис.1). При этом глубина их проникновения в направлении положительного электрода всегда была наибольшей. Это свидетельствует о взаимно компенсирующем влиянии рассматриваемых полей с доминирующей ролью электрического тока.

Согласование теории с экспериментом позволило провести количественную оценку эффективного заряда атомов полупроводника в расплаве $Z_{\text{Te}}=0.3$, коэффициента Пельтье межфазной границы $P_{\text{LS}}=148 \text{ mV}$ [1,2] и кинетического коэффициента кристаллизации $\beta'=6 \cdot 10^{-5} \text{ m}/(\text{sK})$, определяющего динамику вторых фаз в поле градиента температуры [3].

1. Орлов А.М., Скворцов А.А., Костишко Б.М.. ТВТ, 3, 404-408 (1997).
2. Орлов А.М., Скворцов А.А., Саланов А.А. ФТП. 4, (2004), в печати
3. Лозовский В.Н. Зонная плавка градиентом температуры. М.: Металлургия. 1972. 240 с.

ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ

Громов В.Е.¹⁾, Глезер А.М.²⁾, Коновалов С.В.¹⁾, Дорошенко Н.К.¹⁾

¹⁾ Сибирский Государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²⁾ Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им.И.П.Бардина, Москва, Россия
gromov@physics.sibsiu.ru

Нанокристаллические материалы характерны тем, что они позволяют реализовывать высокий уровень физико-механических и физико-химических свойств, что автоматически подразумевает высокие эксплуатационные характеристики материала. Это особенно актуально в связи с тем, что в современных условиях требования к свойствам конструкционных материалов становятся все более жесткими. В особенности это касается материалов для аэрокосмической техники, энергетики и других отраслей, отличающихся крайне неблагоприятными, экстремальными условиями эксплуатации ответственных деталей, элементов конструкций и агрегатов. Одним из наиболее перспективных методов создания наноструктур является способ равноканального углового (РКУ) прессования, отличающегося возможностью осуществления однородной сдвиговой деформации больших объемов материалов без изменения их геометрических размеров.

Данная работа посвящена исследованию изменения микротвердости (HV), предела текучести (σ_T) и относительного удлинения (δ) нанокристаллических сплавов $Fe_{80}Cr_{13}Ni_7$ и $Fe_{80}Cr_{13}Ni_9$, полученных методом РКУ прессования и последующей термической обработки. Изменение исследуемых параметров при различном числе циклов приведено в таблице, из которой следует, что, хотя более высокими свойствами обладает сплав $Fe_{80}Cr_{13}Ni_7$, характер изменения свойств при увеличении числа циклов у обоих исследуемых сплавов один и тот же.

Сплав	Параметр	N=1	N=2	N=3	N=4
$Fe_{80}Cr_{13}Ni_7$	HV, МПа	400	430	490	550
	σ_T , МПа	1100	1200	1350	1500
	δ , %	18	16	10	4
$Fe_{80}Cr_{13}Ni_9$	HV, МПа	320	350	400	440
	σ_T , МПа	880	960	1100	1200
	δ , %	23	20	14	8

Работа выполнена при финансовой поддержке научно-технической программы МО РФ: «Научные исследования высшей школы по приоритетным направлениям науки и техники» (Код проекта 202.01.02.058).

РОЛЬ ϵ -МАРТЕНСИТА В ИЗМЕНЕНИИ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ТОКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Лейкина О.С., Громов В.Е., Коновалов С.В.

Сибирский Государственный Индустриальный Университет, Новокузнецк, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru

Решение проблемы продления усталостного ресурса всегда было актуальным. Однако до сих пор не предложено оптимального, одновременно экономичного и универсального метода, который бы увеличивал время работы изделия до разрушения. В данной работе описан метод обработки токовыми импульсами, благодаря применению которого нами получено увеличение усталостного ресурса на 20-25%.

Исследования проводили на стали 08X18H10T, которая подвергалась малоцикло-вому усталостному нагружению. Усталостные испытания проводили на специальной установке по схеме циклического несимметричного консольного изгиба. Образцы до разрушения выдерживали 10-15 тысяч циклов нагружения.

В процессе усталостного нагружения с помощью метода автоциркуляции импульсов было обнаружено три стадии зависимости скорости ультразвука от числа циклов нагружения. Методом электронной микроскопии было выявлено, что в начале третьей стадии нагружения в стали выделяется ϵ -мартенсит.

В работе Соснина О.В. [1] выполнена классификация путей эволюции дислокационных субструктур при усталости. По данной классификации сталь 08X18H10T относится к сталям, схема путей эволюции которых следующая: на ранних этапах деформации формируются фрагментированная дислокационная субструктура, а далее ячеистая дислокационная структура. Однако в нашем случае на последней стадии наблюдается не традиционное для данного класса сталей выделение ϵ -мартенсита. Мартенсит является очень прочной, но достаточно хрупкой фазой, поэтому межфазные границы γ - ϵ являются местами зарождения усталостных микротрещин.

Исходя из этого, образцы подвергали токовой обработке на стадии выделения ϵ -мартенсита. Проведенные металлографические и электронно-микроскопические исследования структуры образцов показали, что пластифицирующий эффект электростимулирования имеет многофакторный характер и заключается, во-первых, в изменении кинетики самоорганизации дислокационной субструктуры, во-вторых, в подавлении мартенситного $\gamma \Rightarrow \epsilon$ деформационного превращения. Особое значение приобретает токовое воздействие на локальные процессы в дислокационной субструктуре, приводящие к ускорению или торможению дислокаций. Вследствие этого электростимуляция тормозит эволюцию дислокационных субструктур и, в особенности, резко замедляет развитие дислокационных границ деформационного происхождения. Итогом всей совокупности процессов является резкое уменьшение плотности возможных мест зарождения микротрещин в электростимулированной аустенитной стали и значительная пластификация ее в условиях усталостного нагружения. Вся совокупность этих процессов затрудняет зарождение и развитие микротрещин, сдвигая разрушение к более высокому числу циклов нагружения.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантом Министерства образования А03-3.17-455

1. Соснин О.В. Эволюция структурно-фазовых состояний аустенитных сталей при усталости. – Новосибирск: Наука, - 2002. -211 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АЛЮМИНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Семина А.П.¹⁾, Глезер А.М.²⁾, Громов В.Е.¹⁾, Коновалов С.В.¹⁾

¹⁾ *Сибирский Государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*

²⁾ *Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии*

им.И.П.Бардина, Москва, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru

В настоящее время актуальной темой научных исследований является изучение аморфных сплавов, характеризующихся высокой прочностью, пластичностью и вязкостью разрушения.

Данная работа посвящена исследованию влияния Al на механические свойства аморфных сплавов системы Fe-Ni-Cr-P-Si-B, полученных закалкой из жидкого состояния. Выполнен послойный анализ химического состава методом оже-спектроскопии с применением методики ионного травления на приборе LHS-10 SAM. Количественный анализ проводился в предположении, что амплитуда оже-пика данного элемента пропорциональна количеству атомов этого элемента, находящемуся под электронным зондом.

Из анализа оже-спектров следует, что Al ведет себя как поверхностно-активный элемент, образуя на свободной поверхности образцов соединения с кислородом на глубину до ≈ 20 нм, где содержание Al в несколько раз превышает содержание Fe. Следует отметить, что распределение Cr в приповерхностном слое свободной поверхности сплавов, легированных Al, также существенно отличается. Так, например, в сплаве Fe₆₅Ni₁₅Cr₁₀P₁₅ в приповерхностном слое преобладают атомы хрома, лишь на глубине ≈ 80 нм сравниваясь по количественному соотношению с атомами железа. Введение в этот сплав 1 ат. % алюминия, наряду с отмеченным выше качественным изменением уровня механических свойств, приводит и к качественному изменению характера распределения элементов в приповерхностном слое. Слабые признаки наличия атомов хрома отмечаются лишь на глубине, соответствующей 10 нм, и содержание атомов хрома остается на очень низком уровне до максимальной исследованной глубины травления, соответствующей 400 нм. С другой стороны, для сплава без Al характерно практически постоянное содержание атомов никеля в слое от поверхности до 1500 нм. Для сплава с 1 ат. % Al отмечена узкая зона (от 10 до 20 нм) небольшого обогащения атомами никеля. Для сплава, легированного 1 ат. % Al и 0,5 ат. % Cu, характерна, в общем, та же картина распределения элементов, но в несколько сглаженном виде.

Полученные результаты позволяют сделать заключение о поверхностно-активной природе влияния малых добавок алюминия на механические свойства аморфных сплавов.

ЗАВИСИМОСТЬ ЗНАКА МАЛОДОЗОВОГО РАДИАЦИОННО-ПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В ФУЛЛЕРИТЕ C₆₀ ОТ ФАЗОВОГО СОСТАВА

Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Николаев Р.К., Пушкин И.А.

Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия
Dmitr2002@tsu.tmb.ru

Аномально большие эффекты, вызываемые малыми и сверхмалыми дозами ионизирующего облучения, в твердых телах привлекают все больший интерес. Зачастую, величина и знак малодозовых эффектов зависят от начальных характеристик объекта [1], в том числе, и от фазового состава. Несмотря на недостаточную ясность механизмов малодозовых воздействий, некоторые из них уже находят свое применение на практике [2].

Целью данной работы являлось исследование влияния малых доз ($D < 1$ сГу) ионизирующего облучения на микротвердость монокристаллов фуллерита C₆₀ в широком температурном интервале, включающем точку фазового перехода.

Обнаружено изменение микротвердости монокристаллов C₆₀, вызванное малодозовым ($D < 1$ сГу) β -облучением. Гамма-облучение фуллерита указанными дозами заметного изменения микротвердости не вызывает. Зависимость β -стимулированного изменения микротвердости от времени облучения при $T = 300$ К имеет насыщение. Изменения микротвердости, вызванные действием β -облучения, обратимы. Для восстановления исходной микротвердости при $T = 300$ К необходимо время $\tau = 40$ h. После этого фуллерит вновь демонстрирует чувствительность к облучению.

Обнаружена инверсия знака радиационно-пластического эффекта в фуллерите C₆₀ при фазовом переходе sc – fcc ($T_c = 250 - 260$ К). Малодозовое β -облучение монокристаллов C₆₀ при $T < T_c$ (sc – фаза) приводит к увеличению микротвердости. Если же облучение происходит при $T > T_c$ (fcc – фаза), то наблюдается разупрочнение.

Установлено, что температура оказывает влияние на кинетику процессов β -стимулированного изменения микротвердости фуллерита C₆₀ и ее последующей релаксации к исходному значению. С повышением температуры от 170 до 350 К уменьшается как время, необходимое для насыщения радиационно-пластического эффекта t_{sat} , так и время релаксации τ_r . Так, t_{sat} изменяется от 7.5 h при $T = 170$ К до 2.5 h при $T = 350$ К, а τ_r , соответственно, от 150 h при $T = 170$ К до 8 h при $T = 350$ К.

Энергии активации процессов β -стимулированного изменения микротвердости фуллерита C₆₀ и ее последующей релаксации различны для sc и fcc фаз и составляют, соответственно, $E_{sc}^{\beta} = 0.06 \pm 0.02$ eV, $E_{fcc}^{\beta} = 0.28 \pm 0.02$ eV, $E_{sc}^r = 0.05 \pm 0.02$ eV и $E_{fcc}^r = 0.58 \pm 0.02$ eV.

Инверсия знака радиационно-пластического эффекта при $T = T_c$, а также различие в значениях активационных энергий указывает на различие в механизмах действия облучения на пластические свойства фуллерита C₆₀ при температурах ниже и выше T_c .

Работа выполнена при поддержке программы «Фуллерены и атомные кластеры» (проект № 541-02), РФФИ (грант № 02-02-17571), а также Университеты России (грант № У.Р.01.01.013.)

1. Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Николаев Р.К.* , Пушкин И.А., ДАН, **385**, 1, 1-3 (2002)
2. Бурлакова Е.Б., РХЖ, **43**, 5, 3-11 (1999)

СТРАННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ

Гринберг Б.А.¹⁾, Иванов М.А.²⁾

¹⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²⁾ *Институт металлофизики НАНУ, Киев, Украина*

bella@imp.uran.ru

Разработан новый подход к описанию процесса пластической деформации как эволюции дислокационной популяции. Такой подход включает в себя учет наиболее характерных сторон поведения популяции: размножение дислокаций и превращения дислокаций друг в друга. Существенно, что все эти процессы происходят на фоне упругих полей напряжений дислокаций, образующих популяцию. Дислокационные превращения в результате переходов дислокаций из одного состояния в другое естественным образом включены в систему уравнений детального баланса для плотностей дислокаций различных типов. Коэффициентами в системе уравнений являются частоты соответствующих переходов. Полная система уравнений содержит, кроме уравнений детального баланса, нелинейное уравнение для размножения дислокаций, описывающее работу дислокационных источников. В рамках этого подхода получены уравнения пластической деформации, которые с учетом термоактивированной блокировки дислокаций и дислокационных источников дают возможность описать необычное деформационное поведение интерметаллидов и, прежде всего, немонотонный температурный ход предела текучести $\sigma_y(T)$ с двумя экстремумами.

Проанализированы особенности деформационного поведения интерметаллидов, наиболее существенными из которых являются следующие:

- аномалия $\sigma_y(T)$ наблюдается в одних интерметаллидах (Ni_3Al , TiAl) при всех ориентировках, а в других интерметаллидах (Ti_3Al) – лишь при некоторых;
- при низких температурах наблюдается либо слабое падение $\sigma_y(T)$ с температурой, как в Ni_3Al , либо сильное, как в TiAl ;
- в области аномального хода напряжение течения обнаруживает одновременно с сильной температурной зависимостью лишь слабую зависимость от скорости деформации;
- температурная зависимость коэффициента упрочнения $\theta(T)$ не повторяет зависимость $\sigma_y(T)$; при наблюдении аномального хода $\theta(T)$ температура максимума ниже, чем T_{\max} для $\sigma_y(T)$; в некоторых случаях (определенные ориентировки TiAl) $\theta(T)$ вообще имеет нормальный ход;
- в области аномального хода $\sigma_y(T)$ пластичность либо существенно падает, как в Ni_3Al , либо практически не меняется с температурой и остается очень низкой вплоть до T_{\max} , как в TiAl ;
- сочетание низкого предела текучести при комнатной температуре с низкой пластичностью наблюдается в TiAl , но с высокой пластичностью – в Ni_3Al ;
- сильное падение (макроскачок) напряжения наблюдается в Ni_3Al и TiAl при переходе от высокотемпературной ступени деформации к низкотемпературной; однако, при некоторых ориентировках макроскачок напряжения в TiAl не наблюдается.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ грант №03-02-16315.

МИКРОСТРУКТУРА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ – ОРТОРОМБИЧЕСКИЙ АЛЮМИНИД ТИТАНА

Рыбин В.В.¹⁾, Гринберг Б.А.²⁾

¹⁾ ФГУП ЦНИИ КМ “Прометей”, С.-Петербург, Россия

²⁾ Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

bella@imp.uran.ru

Проведено исследование структуры биметаллического соединения титановый сплав-орторомбический алюминид титана, полученного посредством диффузионной сварки и сварки взрывом. Используются методы рентгенодифрактометрии, микрорентгеноспектрального анализа, металлографии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. В исходном состоянии титановый сплав (Ti–4,5Al–2V) состоит преимущественно из α -фазы (ГПУ), которая содержит несколько процентов β -фазы (ОЦК). Орторомбический алюминид титана (Ti–30ат.% Al–11 ат.% Nb–1 ат.% Zr–1ат.% Mo), далее для краткости называемый, как обычно, сплавом 30-11, состоит из α_2 - и O-фаз.

Диффузионная сварка. Обнаружено, что после сварки титановый сплав вдали от контактной поверхности (КП) имеет ту же структуру, что и исходный. По мере приближения к КП увеличивается доля β -фазы, а вблизи КП, в основном, наблюдается именно β -фаза. Обнаружено, что после сварки орторомбический алюминид (пластина толщиной 5 мм) оказался полностью превращенным в разупорядоченную β -фазу. В непосредственной близости от КП внутри β -матрицы наблюдаются тонкие пластины α_2 - и O-фаз. Кроме того, в отдельных областях β -фаза оказалась наклепанной и содержит высокую плотность дислокаций. Установлена причина того, почему после сварки титановый сплав, в основном, возвращается в исходное состояние, тогда как для состава 30-11 наблюдается ОЦК фаза. Следует подчеркнуть, что при подходе с обеих сторон к КП возникают ОЦК-фазы. Их состав близок к составу исходных сплавов. Отличия связаны с диффузией Nb и Al в титановый сплав и Ti в орторомбический алюминид. Выяснена роль, которую играет диффузия указанных элементов в стабилизации различных фаз. Мы полагаем, что взаимная подстройка ОЦК решеток, происходящая в процессе диффузионной сварки, является фактором, благоприятным для хорошего качества биметаллического соединения. Другим важным фактором является отсутствие сплошного интерметаллического слоя, что могло бы привести к охрупчиванию. Ранее оба эти факторы выявлены при исследовании биметаллического соединения того же титанового сплава и нержавеющей стали (γ -Fe). Обнаружено, что непосредственно вблизи КП происходит сопряжение двух ОЦК фаз: β -титана, обогащенного железом, и α -Fe, обогащенного титаном.

Сварка взрывом. После взрыва со стороны титанового сплава наблюдается только α -фаза по всему объему титановой пластины. Фазовый состав сплава 30-11, в отличие от рассмотренного выше случая диффузионной сварки, изменился слабо и включает в себя α_2 - и O-фазы. Однако, структура исходных материалов изменилась радикально. С обеих сторон от КП наблюдаются элементы структуры, типичные для сильно деформированного материала. Одновременное наблюдение ячеистой структуры, полосовой структуры с высокой плотностью дислокаций (10^{12} см⁻²) и новых зерен свидетельствует о различных стадиях фрагментации, обусловленных неоднородностью пластической деформации по объему пластины.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы «Национальная технологическая база» №16/03/670-2003; РФФИ- Урал № 01-02-96435.

ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ И РАДИАЦИОННО – ИНИЦИИРОВАННЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТАХ

Зайкин Ю.А., Козтаева У.П.

*Казахский национальный университет им. Аль Фараби
Научно-исследовательский институт экспериментальной и теоретической физики
Алматы, Казахстан*

Экспериментально исследованы температурные зависимости внутреннего трения в композитных полимерных материалах различных классов (стеклотекстолитах СТ-П, СТ-ЭТФ; гетинаксах ЛГ, Х; фольгированных диэлектриках СТФ-2, СФ-1-50Г, ГФ-1-35, ФЛАН-10), облученных электронами с энергией 2 МэВ в широком диапазоне доз [1]. Характерной чертой наблюдаемых спектров релаксации является наличие максимумов, связанных с переходом стеклования в различных пространственно-разделенных областях композитного материала: полимерной матрице (α - релаксация) и переходных слоях (α' - релаксация).

Дозовые зависимости характеристик релаксационных максимумов внутреннего трения обнаруживают прямую связь с радиационно-иницированными процессами деструкции и структурирования в полимерном связующем, наполнителе и переходных областях композитов. Данные по внутреннему трению коррелируют с интегральными изменениями механических и упругих свойств облученных композитных материалов, но дают более детальную информацию о локализации и механизмах конкурирующих процессов деструкции и сшивания в различных структурных составляющих композита.

Реакция полимерных композитных материалов на радиационные воздействия в значительной мере связана с характером межмолекулярного взаимодействия в пограничном слое «полимерное связующее - наполнитель». Иницированные ионизирующими излучениями структурные превращения могут иметь различную направленность в полимерном связующем, наполнителе и переходном слое. Конкуренция и взаимодействие этих процессов определяют эволюцию структуры, свойств и радиационную стойкость композита.

Кинетика радиационных процессов сшивания - деструкции и соответствующие изменения высот пиков внутреннего трения, связанных с α и α' - релаксацией, описывалась в рамках феноменологической теории [2]. Сравнение теоретических расчетов с экспериментальными данными по внутреннему трению и спектрами ЭПР показало, что комбинация трековой модели радиационных повреждений в полимерных материалах и модели, предполагающей равномерное распределение первичных радиационных дефектов, позволяет удовлетворительно описать кинетику внутреннего трения в процессе и после облучения электронами или гамма - квантами и, на ее основе, кинетику радиационно-иницированных структурных изменений в широком диапазоне параметров радиационной обработки полимерных композитов.

1. Zaykin Yu.A., Koztaeva U.P. Radiation-induced processes and internal friction in polymer-based composite materials // Radiation Physics and Chemistry, 2000, v. 58, issue 4, p. 387-395.
2. Zaykin Yu.A., Koztaeva U.P. Radiation Resistance and Structural Transitions in Polymer-Based Composites Irradiated by Electrons // Radiation Physics and Chemistry, 2002, v.63/2, p. 547-550.

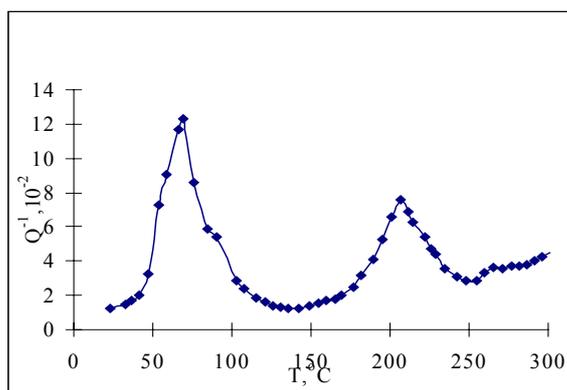
ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДОПОЛНЕННЫХ ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТОВ, ОБЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОНАМИ

Зайкин Ю.А., Широкая Н.А.

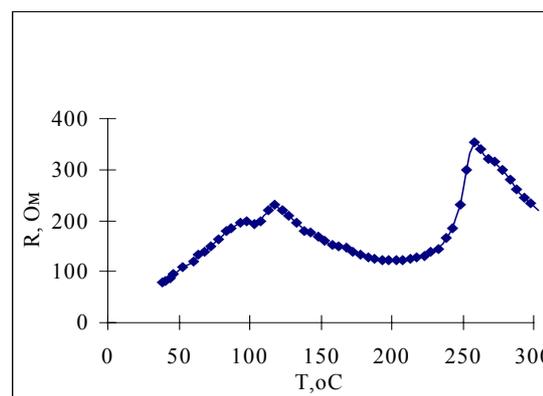
Казахский национальный университет им. Аль Фараби
Научно-исследовательский институт экспериментальной и теоретической физики
Алматы, Казахстан

Экспериментально исследованы процессы механической релаксации в углеродонаполненных композитах с эпоксидным связующим, облученных электронами с энергией 2 МэВ в диапазоне поглощенных доз 0-60 МГр.

Независимо от способа изготовления, структуры и направления волокон в образцах, на графиках зависимостей внутреннего трения (ВТ) от температуры наблюдаются характерные для многослойных композитных материалов пики-близнецы, имеющие одинаковую структуру. Высокотемпературный пик ВТ (α_1 -пик) связан с переходом полимерной матрицы из стеклообразного в высокоэластическое состояние. Низкотемпературный пик ВТ (α_2 -пик) идентифицирован как релаксационный максимум, связанный с переходом стеклования в пограничных областях между слоями композита, для которых характерна повышенная сегментальная подвижность макромолекул. При разрушении пограничной области исчезает и α_2 -пик ВТ.



а)



б)

Температурная зависимость внутреннего трения (а) и электросопротивления в углеродонаполненном композите с эпоксидным связующим

Поведение пиков ВТ показывает, что при небольших дозах облучения процесс деструкции преобладает как в свободном полимере, так и переходной области композита. Скорость деструкции уменьшается с увеличением дозы, а в диапазоне доз 12-48 МГр процессы деструкции и сшивания взаимно компенсируются.

В однослойных образцах увеличение дозы электронного облучения приводит к снижению как фона электросопротивления, так и пика, связанного со стеклованием. При высоких дозах удельное сопротивление образца композита перестает заметно зависеть от температуры в рассматриваемом температурном интервале и приближается к значению, характерному для «чистого» углерода. Наблюдаемые изменения сопротивления, связанные с проникновением углерода в полимерные цепи, не сопровождаются заметными изменениями структуры композита.

КОНКУРЕНЦИЯ МЕЖДУ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ СЕГРЕГАЦИЕЙ И ВЫДЕЛЕНИЕМ ФАЗЫ В ОБЪЕМЕ ЗЕРЕН

Смирнов А.Н., Бокштейн Б.С.

Московский Государственный Институт Стали и Сплавов (Технологический Университет), Москва, Россия

bokst@misis.ru

Растворенное вещество в твердом растворе с ограниченной растворимостью может “выбирать” между двумя фазовыми превращениями: уходом в границу зерна (“сегрегированная фаза”) и, по достижении концентрации насыщения, в близлежащую (по составу) фазу: химическое соединение, другой твердый раствор, чистый компонент. Анализируется такого рода конкуренция в бинарных системах с химическими соединениями.

Если концентрация (мольная доля) растворенного вещества (X_B) много меньше растворимости (X_0) в зерне, то, независимо от этого, химические потенциалы компонента в объемном (μ_B) и зернограничном (μ_B^{I3}) растворах равны: $\mu_B = \mu_B^{I3}$. Когда же $X_B = X_0$ оба потенциала становятся равными мольной энергии Гиббса близлежащей фазы (G^ϕ) с учетом ее образования из компонентов объемного раствора.

Очевидно, что $X_0 < X_B^\phi$ (X_B^ϕ - мольная доля растворенного вещества в фазе). Однако, мольная доля растворенного вещества в границе зерна, в “сегрегированной фазе” (X_B^{I3}), может быть, в соответствии с изотермой МакЛина [1]

$$\frac{X_B^{I3}}{X_{0B}^{I3}} = \frac{bX_B}{1 - X_B + bX_B},$$

сколь угодно близка к насыщению (X_{0B}^{I3}), если коэффициент обогащения $b \gg 1$. Ключевой вопрос заключается в том, как X_{0B}^{I3} связана с X_B^ϕ .

Используя идею о сходстве между координацией атомов в зародышах “сегрегированной фазы” и ближайшей объемной фазе [2,4-7], можно предположить, что $X_{0B}^{I3} \approx X_B^\phi$. Термодинамический анализ наших и литературных данных [3,4,8-10] подтверждает это предположение.

1. Мак Лин Д. Границы зерен в металлах. М.; Metallurgizdat, 1960. 322 С.
2. Бокштейн Б.С., Гельцер И.С., Гликман Е.Э., Никольский Г.С.// Сб. науч. тр. ВПИ. Воронеж, 1988. С.4.
3. Бокштейн Б.С., Никольский Г.С., Смирнов А.Н.// Физика металлов и металловедение. № 8 (1991) С.140
4. Bokstein B., Smirnov A. // Materials Letters, V.57 (2003) P.4501
5. Briant C.// Met. Trans.V.21A, (1990) P. 2339
6. Treglia G., Legrand B., Eugene J., Aufray B., Cabane F. // Phys.Rev. V.44B, (1991) P. 5842
7. Bernardini J., Gas P. // Def. and Dif. Forum V. 95 – 98, (1993) P. 393
8. Erhart H., Grabke H.J.// Metal Science V.15 (1981) P.401
9. Seah M.P, Hondros E.D.,// Proc.R. Soc. London.V.335 A (1973) P.191
10. Gas P., Guttman M. and Bernardini J.// Acta metall. V.30 (1982) P.1309

ДЕФОРМАЦИОННОЕ РАЗУПРОЧНЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРНАЯ НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Скворцова Н.П.

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия

skvor@ns.crys.ras.ru

Проводится экспериментальное исследование высокотемпературной локализации пластической деформации, заключающейся в деформационном расслоении кристаллов при температурах выше $0,5T_m$ (T_m – температура плавления) на локальные высокодеформированные области (полосы локализованного сдвига (ПЛС)) внутри практически недеформированной матрицы [1-5]. Величина локальной сдвиговой деформации в ПЛС достигает 1000% и выше при средней деформации образца менее 10%. Образование мощных кристаллографических сдвигов в деформированных кристаллах представляет собой пример динамической диссипативной системы сильно взаимодействующих дислокаций, в эволюции которой проявляются эффекты пространственной и временной самоорганизации. Исследования проводились на модельных щелочногалогидных и щелочноземельных кристаллах в режиме активной деформации сжатием и растяжением. При достижении критических условий деформирования (III стадия деформационного упрочнения) происходит неравновесный фазовый переход от стационарного пластического течения к новому, упорядоченному во времени и пространстве, динамическому состоянию – прерывистой текучести в ПЛС. В узком температурном интервале ($\sim 0,4T_m$) происходит резкое возрастание предельной пластической деформации и переход от хрупкого разрушения к вязкому. Предвестником перехода к неустойчивому течению в ПЛС является спонтанная перестройка дислокационных субструктур в зоне интенсивного сдвигообразования. Построены и проанализированы статистические распределения субзерен по размерам. Показано, что распределения имеют асимметричный характер (вытянуты в сторону крупных зерен). С ростом температуры деформации асимметрия увеличивается. Обнаружена взаимосвязь между формирующейся субзеренной структурой в зонах сдвига и приложенным напряжением перехода к локализованному течению. Показано, что характерный размер субзерен определяется температурой и величиной приложенного напряжения перехода к локализации и слабо зависит от деформации. Полученные результаты важны для понимания природы этого явления, а также для современной техники в связи с ростом эксплуатационных температур и задачами развития технологий высокотемпературной обработки кристаллов. Кроме того данные исследования имеют значение для смежных областей науки, например, физики деформирования континентальных плит (локализованные сдвиги земной коры при землетрясениях). Обсуждены возможные физические модели высокотемпературной неустойчивости пластического течения.

- [1]. Н.П. Скворцова, ФТТ, **37**, 3347 (1995).
- [2]. N.P. Skvortsova, Cryst.Res.Technol., **31**, 373 (1996).
- [3]. Н.П. Скворцова, Материаловедение, **4**,10 (1999).
- [4]. Н.П. Скворцова, Кристаллография, **47**, 697 (2002).
- [5]. Н.П. Скворцова. Тезисы Второй Международной конференции по физике кристаллов “Кристаллофизика 21-го века”, посвященной памяти М.П. Шаскольской 28-30 октября 2003 г., с.180-181.

ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВЕ Fe-24%Ni-4%Mn

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

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

Вопросы, связанные с воздействием магнитного поля на мартенситное превращение, наиболее подробно были изучены на сплавах с атермическим типом мартенсита. В меньшей степени уделялось внимание влиянию магнитного поля на изотермическое мартенситное превращение. Постоянное магнитное поле, по сравнению с импульсным, может оказывать более широкое разностороннее влияние на мартенситное превращение, а именно: воздействовать на сплавы как с атермическим, так и изотермическим типом превращения.

Ранее было показано, что сплавы с изотермическим типом мартенситного превращения достаточно чувствительны к действию постоянного магнитного поля, и уже в полях сравнительно небольшой напряженности можно наблюдать ощутимые эффекты. Исследования, проведенные нами на сплаве H24Г4 в постоянном магнитном поле напряженностью до 4,0 МА/м (50 кЭ) и дополненные отдельными опытами в поле более высокой напряженности до 16 МА/м (140 кЭ), позволили получить достаточно обширную информацию и расширить круг представлений о влиянии постоянного магнитного поля на изотермическое мартенситное превращение.

Сплав H24Г4 после закалки от 1420 К при комнатной температуре находится в аустенитном состоянии. При охлаждении кинетический максимум развития изотермического мартенситного превращения расположен в районе 130-140 К. Сплав H24Г4 оказался чувствительным к действию постоянного магнитного поля на развитие мартенситного превращения, и уже в поле малой напряженности 0,4 МА/м (5 кЭ) было отмечено образование мартенсита. Чем выше величина налагаемого магнитного поля, тем при более высокой температуре начинается и заканчивается мартенситное превращение. С ростом напряженности магнитного поля происходит смещение кинетического максимума превращения в сторону более высоких температур, и в постоянном магнитном поле $H=50$ кЭ составляет около 30 градусов. Анализ кинетических кривых развития мартенситного превращения, полученных в постоянном магнитном поле, позволил построить С-образную диаграмму изотермического мартенситного превращения.

Металлографические исследования структуры сплава H24Г4 после наложения постоянного магнитного поля разной напряженности показали, что местами преимущественного зарождения кристаллов являются границы зерен аустенита. С ростом напряженности постоянного магнитного поля до 50 кЭ возрастает количество кристаллов мартенсита, не связанных с границами, то есть зародившихся в объеме зерна аустенита; в структуре наблюдали как тонкие одиночные мартенситные иглы, так и группы кристаллов мартенсита в виде цепочек, состоящих из отдельных кристаллов, одинаково направленных своей длинной осью.

Было показано, что структура мартенсита, полученная под действием постоянного магнитного поля, имеет разнообразный морфологический тип: наряду с кристаллами, имеющими гладкие границы раздела между α и γ -фазами, встречаются кристаллы с неровной поверхностью раздела, а также, кроме пластин мартенсита, имеющих четко выраженный мидриб, присутствуют пластины, полностью двойникованные, что может быть объяснено незавершенностью процесса роста кристаллов, и связано с изотермическим характером превращения.

ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ ПОД РАСТЯГИВАЮЩЕЙ И СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ Ti-51ат.%Ni

Панченко Е.Ю., Овсянников А.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.,
Аксенов В.Б., Кукса М.П.

Сибирский Физико-технический институт, Томск, Россия
panchenko@spti.tsu.ru

На монокристаллах Ti-51ат.%Ni, ориентированных вдоль $[\bar{1}11]$ направления, проведено систематическое исследование влияния старения в свободном состоянии, под растягивающей и сжимающей нагрузкой на температуры термоупругих B2-R-B19' мартенситных превращений (МП), прочностные свойства высокотемпературной B2 фазы, эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичность (СЭ).

Экспериментально установлено, что старение при 673-823 К в течение 1-1.5 ч. в свободном состоянии приводит к выделению четырех кристаллографических вариантов частиц Ti_3Ni_4 размером 30-500 нм вдоль четырех плоскостей типа (111) (кристалл А). При старении под растягивающей нагрузкой 150 МПа вдоль $[\bar{1}11]$ направления растет только один вариант частиц, расположенный почти параллельно оси растяжения (кристалл В), тогда как старение под сжимающей нагрузкой вдоль $[\bar{1}11]$ направления приводит к росту одного варианта частиц, расположенного перпендикулярно оси деформации (кристалл С).

Показано, что температуры B2-R-B19' МП, величина ЭПФ и СЭ, которые связаны с термоупругими B2 \leftrightarrow B19' МП, температурный интервал СЭ оказываются зависящими от числа вариантов дисперсных частиц и их ориентации относительно оси растяжения. При старении 673 К, 1 ч. в монокристаллах Ti-51ат.%Ni выделяются мелкие дисперсные частицы размером 30-40 нм. После данного режима старения максимальные прочностные свойства высокотемпературной B2 фазы, максимальные значения ЭПФ ($\epsilon_0 = 9.8\%$), температурного интервала СЭ ($\Delta T_{CЭ} = 90$ К) и величины СЭ ($\epsilon_{CЭ} = 8.8\%$), связанные с B2-B19' МП, наблюдаются в кристаллах В. Кристаллы А и С характеризуются более низкими прочностными свойствами B2 фазы, меньшими значениями ЭПФ ($\epsilon_0 \sim 8\%$), СЭ ($\epsilon_{CЭ} \sim 7.5\%$) и более узким температурным интервалом СЭ ($\Delta T_{CЭ} = 60$ К) по сравнению с кристаллами В.

В гетерофазных $[\bar{1}11]$ монокристаллах Ti-51ат.%Ni, состаренных при 673 К, 1 ч под сжимающей нагрузкой (кристалл С), обнаружена СЭ $\epsilon \approx 1\%$ при температурах ниже начала B2-R МП при охлаждении (T_R). В кристаллах состаренных без нагрузки (кристалл А) и под растягивающей нагрузкой (кристалл В) при том же режиме старения 673 К, 1 ч., а так же в кристаллах А, В и С при выделении более крупных частиц размером 500 нм (старение 823 К, 1.5 часа) при $T < T_R$ СЭ не наблюдается. Внутренние поля напряжения от одного варианта частиц в кристаллах В и С приводят в ориентированному росту кристаллов R-мартенсита при охлаждении. Поэтому физическая причина появления СЭ в кристаллах С при $T < T_R$ связана с переориентацией кристаллов R-мартенсита под действием внешней растягивающей нагрузки и возвратом этих кристаллов в исходное состояние при снятии нагрузки в соответствии с внутренними полями напряжений от частиц. Механизм такой конверсии вариантов – движение двойниковых границ в R-мартенсита. В кристаллах В такого эффекта не наблюдается, поскольку одни и те же направления, как под действием внутренних, так и внешних

напряжений, имеют максимальные значения факторов Шмида для роста R-мартенсита под нагрузкой.

Таким образом, показано, что изменение числа вариантов дисперсных частиц Ti_3Ni_4 и их ориентации относительно оси растяжения в состаренных монокристаллах $Ti-51at.\%Ni$ позволяет контролировать прочностные и функциональные свойства материала. Впервые обнаружено упругое двойникование кристаллов R-мартенсита под действием внешних напряжений в $[\bar{1}11]$ монокристаллах после старения при 673 К, 1 ч под сжимающей нагрузкой.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 02-02-16019 и грантов Министерства образования России Е 02-4.0-4, А03-3.17-463.

РОЛЬ РЕШЕТОЧНОГО ПИННИНГА В МИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ

Аэро Э.Л., Корженевский А.Л.

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

Характерная для мартенситных переходов (МП) универсальность, отличающая их от других фазовых превращений, позволяет заранее отказаться от учета некоторых частных особенностей их поведения и обратиться к предельно упрощенной модели. Поэтому мы выбрали модель с однокомпонентным полем смещений двух подрешеток, периодичность энергии которого описывается по закону косинуса. Энергия поля смещений центров тяжести элементарных ячеек записывается в гармоническом приближении, а его связь с полем относительных ("оптических") смещений подрешеток является билинейной по градиентам обоих полей. Тепловые флуктуации не учитываются, а управляемым внешним параметром является однородное сдвиговое (или одноосное) напряжение. С помощью найденного набора точных решений продемонстрировано наличие МП в двумерной версии этой модели при критическом значении внешнего напряжения. В докладе подробно обсуждаются интересные особенности возникающих сверхструктур (доменов) мартенситной фазы, возникновение систем дислокаций, порождаемых непосредственно самим МП, а также системы произвольных проскальзываний, обеспечивающих существование так называемого "неоднородного сдвига" (shuffling mode). В качестве конкретного примера использования предлагаемого нами подхода приведено решение задачи о морфологии мартенситного включения в аустенитной матрице. Проведено сравнение этого решения с результатами феноменологического подхода и показано, что все постулированные в кристаллогеометрической теории структуры "неоднородного сдвига" могут быть естественным образом проинтерпретированы как набор специальных решений микроскопической модели.

В заключение обсуждается связь предлагаемой микроскопической теории МП с теорией итерационных отображений, первоначально развитой для исследования динамики нелинейных гамильтоновых систем и позднее примененной для анализа фазовых переходов в несоразмерные фазы.

ДВИЖЕНИЕ ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ, ИНДУЦИРУЮЩИХ ЛОКАЛЬНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ

Корженевский А.Л.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
root@ak1647.spb.edu

В докладе представлена теория движения дислокаций, межфазных, двойниковых и межзеренных границ, учитывающая возможность возбуждения медленных релаксационных мод, локализованных в окрестности этих дефектов. Определяются условия возникновения таких "локальных" фазовых переходов (ФП), а также профили соответствующих "параметров порядка". Рассчитываются эффективные силы трения, действующие со стороны зародышей ФП на движущиеся дефекты. В частности, показано, что в окрестности структурных фазовых переходов 2-го рода, типа смещения и порядок-беспорядок, коэффициент подвижности дислокаций падает на 1-2 порядка по сравнению с его значением, обусловленным механизмами фононного рассеяния. Для случая ФП 1-го рода обнаружено существование линии "полного смачивания" дефекта зародышем на кинетической фазовой диаграмме температура-скорость и выяснена её эволюция при приближении к трикритической точке. Показано, что в интервале отрицательных наклонов на кривой сила трения - скорость имеет место морфологическая неустойчивость дефектов, допускающая простую физическую интерпретацию. Полученные особенности динамики протяженных дефектов, обусловленные наличием локальных ФП, сравниваются с результатами, известными из теории примесного торможения в сплавах.

МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ МАРТЕНСИТНОГО ТИПА

Корженевский А.Л., Аэро Э.Л.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
aero@microm.ipme.ru, root@ak1647.spb.edu

Несмотря на широкую распространённость мартенситных фазовых переходов (ФП) удовлетворительной (микроскопической) теории для них не было предложено вплоть до настоящего времени. Эта ситуация резко контрастирует с положением для других известных ФП, например, структурных. При построении теории последних удаётся выделить те члены в микроскопическом гамильтониане, которые, в основном, определяют физический механизм ФП, а также выяснить смысл параметра порядка. Известная универсальность экспериментальных данных для мартенситных ФП, испытываемых материалами с очень разными структурами и прочими свойствами, указывает на то, что тип членов гамильтониана, ответственных за их наличие, является достаточно общим. В докладе будет предложен принцип отбора таких членов, из которого ясно, что именно было упущено в теориях, описывающих "обычные" ФП. Теория иллюстрируется точными решениями двумерной модели.

ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ КОМПОЗИТОВ Nb/Cu-Sn И РЕЖИМОВ ДИФФУЗИОННОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СЛОЯ Nb₃Sn

Попова Е.Н.¹⁾, Родионова Л.А.¹⁾, Попов В.В.¹⁾, Романов Е.П.¹⁾, Сударева С.В.¹⁾, Дергунова Е.А.²⁾, Воробьева А.Е.²⁾, Малафеева О.В.²⁾, Шиков А.К.²⁾

¹⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²⁾ *ВНИИ Неорганических материалов им. ак. Бочвара, г. Москва, Россия*

popova@imp.uran.ru

Особое место среди материалов с нанокристаллической структурой занимают сверхпроводящие композиты на основе соединения Nb₃Sn. Они привлекают большое внимание исследователей, поскольку имеют рекордные на сегодняшний день токовые характеристики в сильных магнитных полях. Современные сверхпроводники диаметром 0,4-1,0 мм содержат сотни тысяч Nb жил в Cu-Sn матрице, и в процессе твердофазного диффузионного взаимодействия этих составляющих на границе раздела возникает сплошной слой соединения Nb₃Sn с нанокристаллической структурой. Существуют различные варианты получения сверхпроводящих композитов на основе Nb₃Sn, основными из которых являются так называемая "бронзовая" технология и метод "внутреннего источника питания".

В настоящее время особый интерес к многожильным сверхпроводникам на основе Nb₃Sn обусловлен созданием Интернационального Термоядерного Экспериментального Реактора (ИТЭР). Активное участие в разработке материалов для ИТЭР принимает Россия, в частности, ВНИИ Неорганических Материалов (г. Москва), с которым уже более 20 лет успешно сотрудничает лаборатория интерметаллидов ИФМ. Для ИТЭР необходимы токи не ниже 850А/мм². Многие факторы, влияющие на токонесущие характеристики этих материалов, уже достаточно хорошо изучены, в том числе, и авторами данной работы. Известно, что основными возможностями их повышения являются легирование и подбор оптимальных режимов термообработки. Предъявляются и требования по гистерезисным потерям, которые не должны превышать 250 мДж/см³. Они зависят от близости волокон (коэффициента заполнения по ниобию) и их формы. Для более равномерного распределения сверхпроводящего слоя по сечению проводника в настоящее время начинают применять волокна разного типа (соединенные в виде гантелей, кольцевые и т.п.), и поэтому необходимо проводить исследования особенностей структуры растущего интерметаллидного слоя в зависимости от геометрии композита.

В настоящей работе методом просвечивающей электронной микроскопии изучены сверхпроводящие композиты с ниобиевыми волокнами трех типов (одинарные волокна, спаренные в виде гантелей и кольцевые волокна, причем все они искусственно легированы титаном в количестве 0,2 мас. %) после разных режимов диффузионного отжига. С помощью компьютеризированной программы SIAMS-600, специально приспособленной для обработки электронно-микроскопических снимков, построены распределения зерен Nb₃Sn по размерам. Установлена корреляция между режимами отжига, геометрией Nb волокон, структурой слоя Nb₃Sn и токовыми характеристиками. На основании проведенных исследований сделаны выводы об оптимальных режимах диффузионных отжигов и наиболее благоприятной геометрии ниобиевых волокон, в результате чего удастся повысить критический ток композитов на 20-25%.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ Cu - Nb КОМПОЗИТОВ

Попова Е.Н.¹⁾, Попов В.В.¹⁾, Родионова Л.А.¹⁾, Романов Е.П.¹⁾, Сударева С.В.¹⁾, Хлебцова Н.Е.²⁾, Панцырный В.И.²⁾, Воробьева А.Е.²⁾, Шиков А.К.²⁾

¹⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²⁾ *ВНИИ Неорганических материалов им. ак. Бочвара, г. Москва, Россия*

popova@imp.uran.ru

Цель данной работы – разработка научных основ получения высокопрочных композиционных материалов для электротехнического применения. Исследование выполнено на Cu-Nb композитах, полученных методом плавка-деформация (*in situ* композиты) и сборка-деформация (микрокомпозиты) во ВНИИ Неорганических материалов им. ак. Бочвара. Заготовки сплавов получали вакуумной плавкой с расходуемым электродом из высокочистых Cu и Nb электронно-лучевого переplava, причем в часть слитков, предназначенных для получения естественных композитов, вводили Zr в количестве 0,2 мас. %. При использовании способа сборки-деформация в исходные прутки из Nb вводили стержни из сплава NbTi (искусственное легирование с концентрацией Ti 2 мас. %), и путем последовательной сборки и деформации получали композит с ~ 2 млн. Nb жил в Cu матрице.

Проведено комплексное изучение структуры, текстуры и свойств Cu-Nb композитов обоих типов с применением просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного и микрорентгеноспектрального анализов, оптической микроскопии, испытания механических свойств.

Установлено, что структура Cu-Nb композитов, полученных разными методами, в целом идентична. Она представляет собой тонкие Nb волокна в Cu матрице, вытянутые в направлении волочения и имеющие в поперечном сечении прямоугольную или эллиптическую форму. Показано, что в процессе деформации в Nb волокнах развивается острая аксиальная текстура с осью $\langle 110 \rangle_{Nb}$, причем промежуточные отжиги не оказывают на нее существенного влияния. Кроме того, обнаружено, что Nb волокна ленточной формы обладают еще и ограниченной текстурой типа $\{111\}\langle 110 \rangle$, $\{100\}\langle 110 \rangle$ и $\{311\}\langle 110 \rangle$, характерной для прокатанного ниобия. При введении дополнительных промежуточных отжигов наблюдается коагуляция Nb волокон и понижение в них плотности дислокаций, что приводит к уменьшению временного сопротивления и микротвердости.

В медной матрице исследованных композитов обнаружены две компоненты аксиальной текстуры, $\langle 111 \rangle_{Cu}$ и $\langle 100 \rangle_{Cu}$. При средней деформации $\langle 111 \rangle_{Cu}$ сильная, а $\langle 100 \rangle_{Cu}$ слабая. С ростом деформации до 9.21 обе компоненты ослабевают за счет динамического возврата и рекристаллизации. Промежуточные отжиги существенно меняют текстуру. При небольшой деформации после отжига наблюдаются обе компоненты текстуры, причем они примерно соизмеримы, и степень текстуры невелика. С ростом деформации после отжига $\langle 111 \rangle_{Cu}$ возрастает, а $\langle 100 \rangle_{Cu}$ исчезает, что объясняется понижением плотности дислокаций при отжигах до такой степени, что динамический возврат и рекристаллизация не протекают.

При легировании композитов Zr и Ti обнаружено дисперсионное твердение, обусловленное частицами ZrO_2 и $Ti_2Nb_{10}O_{29}$, соответственно. При легировании *in situ* композитов Zr обнаружено уменьшение вязкости и изменение характера разрушения, обусловленное наличием крупных частиц ZrO_2 , образующихся при кристаллизации жидкой фазы. При искусственном легировании Nb волокон Ti происходит более равномерное распределение легирующего элемента, он не образует крупных частиц и не вызывает охрупчивания.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ И КИНЕТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ВЫДЕЛЕНИЙ КАРБОНИТРИДОВ В СТАЛЯХ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Попов В.В., Горбачев И.И.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

vpopov@imp.uran.ru

В работе анализируются два подхода к моделированию поведения выделений карбидов, нитридов и карбонитридов при термической обработке сталей - термодинамический и кинетический, и рассматриваются их возможности и ограничения.

Термодинамический подход основан на расчете равновесного фазового состава стали и анализе его изменения при нагреве или охлаждении. Его полезность определяется, во-первых, тем, что во многих случаях при термической обработке достигается фазовый состав, близкий к равновесному. Во-вторых, даже если равновесный фазовый состав заведомо не достигается, использование этого подхода позволяет предсказать направление эволюции системы и дать качественный прогноз формирующейся структуры. Для реализации этого подхода при моделировании поведения выделений разработан алгоритм расчета фазовых равновесий в многокомпонентных сплавах, основанный на поиске глобального минимума энергии Гиббса системы. Особенность этого алгоритма состоит в использовании большого количества стартовых точек, выбираемых специальным образом. С применением разработанного алгоритма выполнены расчеты фазового равновесия для широкого диапазона составов сталей и температур и проанализированы их результаты.

Кинетический подход основан на моделировании временной зависимости эволюции структуры сплава. Практическая реализация кинетического подхода более сложна, чем термодинамического, но его применение позволяет количественно предсказывать параметры структуры сплава, достигаемые при реальной термической обработке. В рамках реализации кинетического подхода разработан метод моделирования эволюции выделений, основанный на использовании приближения среднего поля, то есть рассматривается диффузионное взаимодействие выделений с матрицей в полевых ячейках в предположении, что все ячейки имеют одинаковое среднее окружение (концентрации компонентов на границах всех ячеек одинаковы).

Предложенный метод позволяет в рамках единого подхода моделировать эволюцию выделений в сталях на различных стадиях: роста, растворения и коагуляции выделений. Разработаны алгоритмы расчета кинетики эволюции выделений и осуществлена их численная реализация. Выполнены численные расчеты эволюции выделений карбидов и нитридов в сталях различного состава на различных стадиях (рост, растворение, коагуляция, переходные стадии). Проанализированы преимущества данного метода по сравнению с традиционным подходом к описанию процессов роста и растворения выделений в многокомпонентных системах, при котором игнорируется полидисперсность ансамбля выделений.

Проанализированы факторы, влияющие на эволюцию выделений карбидов и нитридов в сталях: температура, состав стали, характер исходного распределения частиц по размерам и т.д.

Работа выполнена при поддержке фондов ОАО «ММК», ИТЦ «Аусфер» и ФНУО «Интелс» (проект № 11-03-02).

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ БЕЗВАКАНСИОННОГО РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ В ДВУМЕРНОМ СПЛАВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni_3Al

Старостенков М.Д., Кондратенко М.Д., Холодова Н.Б., Полетаев Г.М.

Алтайский государственный технический университет, г. Барнаул, Россия
genphys@agtu.secna.ru

Методом молекулярной динамики исследуются процессы разупорядочения, имеющие место при высоких температурах в двумерном кристалле Ni_3Al с упаковкой атомов компонент, соответствующей плоскости $\{111\}$ сверхструктуры $L1_2$. Взаимодействие между атомами в сплаве задавались с помощью полуэмпирических потенциальных функций Морзе. Расчетный блок кристалла представлялся упаковкой, содержащей до $10^5 - 10^4$ атомов, за пределами которого структура повторялась с помощью периодических граничных условий. Скорости смещения атомов в расчетном блоке кристалла в зависимости от температуры задавались в соответствии с распределением Больцмана. Компьютерный эксперимент показал, что в отсутствие вакансий и других дефектов, процесс разупорядочения начинается при температуре 1590^0K . Так как скорости движения атомов в кристалле задаются случайным образом, температура начала процесса разупорядочения, а также размеры областей разупорядочения могут меняться от эксперимента к эксперименту, и подчиняются определенным статистическим закономерностям. При этом величина коэффициента диффузии оказывается пропорциональной размерам областей разупорядочения. Процессы разупорядочения характеризуются определенными механизмами коллективных смещений атомов, которые могут быть представлены треугольниками, четырехугольниками, пятиугольниками, шестиугольниками и более сложными фигурами. Проведена оценка энергии активации коллективных смещений атомов, создающих области разупорядочения в сплаве. На рисунке 1 приводится пример картины разупорядочения, а на рисунке 2 показаны траектории коллективных смещений атомов, полученных при температуре 1720^0K и времени компьютерного эксперимента 100пс.

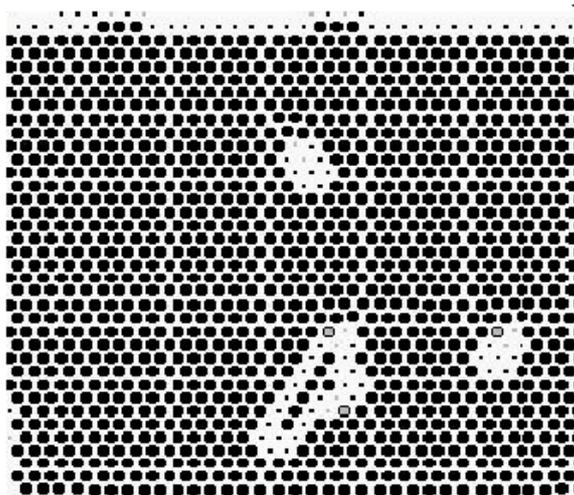


Рис. 1. Картина разупорядочения сплава Ni_3Al при 1720^0K .

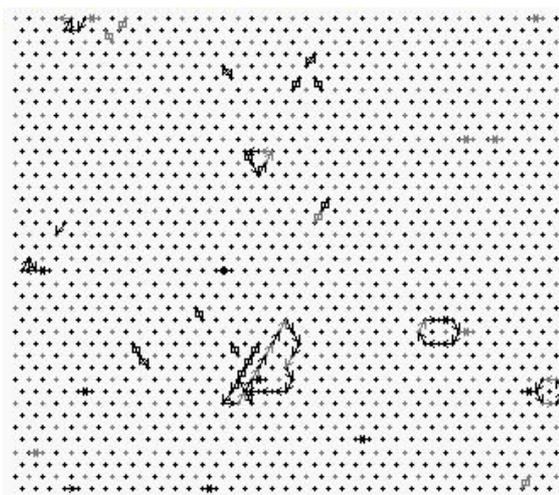


Рис. 2. Траектории смещения атомов в сплаве Ni_3Al при 1720^0K .

СТРУКТУРА НАНОКРИСТАЛЛОВ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И ЦИРКОНИЯ

Абросимова Г.Е., Аронин А.С.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

gea@issp.ac.ru

Структура нанокристаллических материалов, полученных кристаллизацией аморфных металлических сплавов, состоит из нанокристаллов одной или нескольких фаз, расположенных в аморфной матрице. При исследовании механических свойств таких материалов неизбежно возникают вопросы как о распространении полос деформации через такую структуру, так и о возможности деформирования нанокристаллов. В проведенных ранее исследованиях было обнаружено, что в зависимости от химического состава образующиеся нанокристаллы могут быть практически бездефектными, а могут содержать большое количество дислокаций, дефектов упаковки и др. В той же работе было показано, что, поскольку энергия дефектов упаковки зависит от электронной концентрации, то при анализе структуры необходимо учитывать химический состав выделяющихся нанокристаллов. Степень совершенства, морфология и химический состав фаз, образующихся на первой стадии кристаллизации аморфных сплавов на основе никеля и циркония исследованы методами рентгенографии, просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии, в том числе, локального рентгеноспектрального анализа непосредственно в колонне электронного микроскопа. В сплаве на основе циркония кристаллизация происходит в две стадии, на первой стадии нанокристаллы фазы типа Zr_6CoAl_2 имеют размеры 5-10 нм и являются бездефектными. По мере развития процессов нанокристаллизации размер нанокристаллов увеличивается, и в них наблюдается образование дислокаций и дефектов упаковки. В аморфном сплаве $Ni_{70}Mo_{10}V_{20}$ кристаллизации предшествует фазовое расслоение на области с разным ближним порядком и составом, при этом образуются области, обогащенные и обедненные молибденом. При нагреве первыми кристаллизуются области с пониженной концентрацией молибдена (с образованием $Ni(1)$ и Ni_3V), затем - области, обогащенные молибденом ($Ni(Mo)$ (2) и $Ni_3V(Mo)$). Такая кристаллизация приводит к формированию фазы $Ni_3V(Mo)$ и двух ГЦК фаз на основе никеля с разным содержанием Mo. При продолжении термообработки атомы Mo диффундируют из решетки фазы 2 состава $Ni_{85}Mo_{15}$, что приводит к увеличению параметра решетки $Ni_3V(Mo)$ и уменьшению параметра решетки фазы 2. Одновременно происходит продолжение кристаллизации, а именно, кристаллизация мест с повышенной концентрацией Mo, что сопровождается увеличением относительной доли твердого раствора $Ni(Mo)$. Столь сложный характер кристаллизации приводят к тому, что на разных стадиях распада аморфной фазы образцы содержат нанокристаллы разного размера и разной степени совершенства. Получены высокоразрешающие изображения нанокристаллической структуры. Проанализированы различия в структуре.

Работа поддержана РФФИ (проекты 03-02-17227, 04-02-17345), Программой Президиума РАН «Фундаментальные проблемы физики и химии наноразмерных систем и наноматериалов» и Программой ОФН РАН «Новые материалы и структуры».

МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ

Аронин А.С., Абросимова Г.Е., Матвеев Д.В.

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

Представлены экспериментальные данные по формированию нанокристаллической структуры при нагреве быстрозакаленных аморфных сплавов на основе металлов с ГЦК решеткой (Ni, Cu) и объемных аморфных сплавов на основе Fe и Zr. Исследования проведены методами рентгенографии, просвечивающей и высокоразрешающей электронной микроскопии, дифференциальной сканирующей калориметрии, измерения магнитных и механических свойств. В соответствии с полученными ранее данными температурная зависимость скорости зарождения кристаллов испытывает при $T = T_g$ излом, в то время как температурная зависимость скорости роста остается неизменной. Таким образом, образование нанокристаллической структуры преимущественно происходит при $T > T_g$, т.е. при кристаллизации из состояния переохлажденной жидкости. Обнаруженная закономерность была использована для образования нанокристаллической структуры. При термообработке в этом температурном интервале сформирована нанокристаллическая структура в сплавах на основе Ni, Cu. Обнаружено, что нанокристаллическая структура образуется и в объемных аморфных сплавах при кристаллизации из состояния переохлажденной жидкости, при этом она состоит из нанокристаллов разных фаз (по крайней мере, трех). Размер образующихся нанокристаллов составляет 5-30 нм, определены их состав и структура. Исследованы изменения структуры и фазового состава сплавов с температурой, получены температурные зависимости размеров нанокристаллов и их изменений с химическим составом. Измерены магнитные (сплавы на основе Fe) и механические свойства (сплавы на основе Zr) при разных температурах и в разном структурном состоянии. Обнаружено, что намагниченность насыщения при образовании нанокристаллической структуры падает, а коэрцитивная сила растет. Размер доменов уменьшается от долей миллиметра до нескольких микрон. Установлена корреляция структуры сплавов со свойствами и магнитной структурой. Получены высокоразрешающие электронно-микроскопические изображения элементов микроструктуры и проанализирована ее эволюция с температурой и временем.

Работа поддержана РФФИ (проекты 03-02-17227), Программой Президиума РАН «Фундаментальные проблемы физики и химии наноразмерных систем и наноматериалов» и Программой ОФН РАН «Новые материалы и структуры».

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА

Спивак Л.В.¹⁾, Скрыбина Н.Е.^{1,2)}, Фрушар Д.²⁾

¹⁾ *Пермский государственный университет, г. Пермь, Россия*

²⁾ *Laboratoire de Cristallographie CNRS, Grenoble, France*

levspivak@permonline.ru ; magicflight@permonline.ru

Ранее в наших работах показано, что введение водорода в аморфные металлические сплавы (АМС) на основе железа: а) приводит к изменению ближнего композиционного и топологического порядка в расположении атомов; б) влияет на амплитудные и частотные характеристики спектра шумов Баркгаузена; в) способствует возникновению в некоторых сплавах при сверхвысокой концентрации водорода так называемого квазижидкого состояния; г) сопровождается явлением частично обратимой водородной хрупкости и т.п. В данной работе детально проанализировано влияние водорода на кинетику кристаллизации АМС на основе железа. Реализация таких исследований стала возможной только в последнее время с использованием дифференциальной сканирующей микрокалориметрии высокого разрешения (DSC).

Объектом исследования служили полученные методом спиннингования расплава аморфные сплавы типа "Finemet" ($\text{Fe}_{78}\text{Nb}_{3,5}\text{Cu}_1\text{B}_4\text{Si}_{13,5}$) и 2НСП ($\text{Fe}_{78}\text{B}_{12}\text{Si}_9\text{Ni}_1$). Введение водорода в АМС производили из кислого электролита при режимах, обеспечивающих высокую концентрацию водорода в материале.

Полученные результаты показали многостадийный характер кристаллизации АМС. На кривых DSC сплава 2НСП наблюдаются два сложных по структуре экзотермических пика в районе температур $500\div 550$ °С (пик P_1) и $850\div 950$ °С (пик P_2). Высокая чувствительность метода, а также проведенный параллельно термомагнитный анализ, позволяют судить о качественных изменениях, проходящих в сплаве. Экзотермический пик P_1 в сплаве 2НСП, соответствующий температуре расстеклования сплава 530 °С, представляет собой суперпозицию двух пиков. Термомагнитный анализ показал, что в процессе расстеклования образуются две фазы с незначительно отличающимися температурами Кюри. При повторном нагреве, естественно, этот пик отсутствует. Показано, что насыщение водородом не приводит к изменению температуры расстеклования сплава, но существенно влияет на положение на температурной шкале второго пика P_2 . Между основными экзотермическими пиками P_1 и P_2 на кривых DSC присутствует серия слабых эндо- и экзотермических максимумов, которые на основании термомагнитных исследований трактуются нами как последовательные стадии фазовых превращений, сопровождающихся возникновением фаз с различными магнитными свойствами.

DSC исследования сплава "Finemet", в отличие от АМС 2НСП, показали наличие трех экзотермических пиков тепловыделения при переходе сплава от аморфного состояния к кристаллическому: пик P_1 - в районе 500 °С, пик P_2 - в районе 700 °С, пик P_3 - в районе 900 °С. Обработка этого сплава водородом приводит к исчезновению пика P_3 и некоторому смещению пиков P_1 и P_2 в область более низких температур. Данные рентгеновских исследований указывают на возникновение новых фаз в области температур фазовой трансформации этого сплава после насыщения водородом.

Таким образом, водород, введенный электролитически в АМС на основе железа, заметно изменяет термодинамическую стабильность сплавов. Характер изменений зависит от типа сплава и фаз, образующихся при температуре расстеклования.

HYDROGEN INFLUENCE ON THE PHASE TRANSFORMATIONS IN RAPIDLY QUENCHED TiNi-TiCu ALLOYS WITH SHAPE MEMORY EFFECT

Skryabina N.E.^{1,2)}, Spivak L.V.¹⁾, Fruchart D.²⁾, Shelyakov A.V.³⁾

¹⁾ Perm State University, Perm, Russia,

²⁾ Laboratoire de Cristallographie CNRS, Grenoble, France

³⁾ Moscow Engineer Physical Institute, Moscow, Russia

levspivak@permonline.ru; magicflight@permonline.ru

Alloys exhibiting large shape memory effect, in particular the intermetallics based on the TiNi type of alloys, find wide uses as structure elements and sensors for various purposes and instruments. The response of such type of materials to the influence of hydrogen (and its isotopes) has not been studied practically. While it is well-known that these alloys are able to absorb significantly larger amounts of hydrogen than parent alloys based on iron. However in the former compounds the hydrogen diffusion coefficients at 300 K are low contrarily to those of the iron series, that stand close to the maximum e.g. palladium. Besides, the TiNi based alloys can be considered as potential sensitive elements to the presence of hydrogen gas.

In metal-hydrogen H-M systems, the process of hydride formation from the amorphous state is still a matter of investigation. In the course of many studies on amorphous metal and alloys systems, it has been observed that in some amorphous alloys it was possible to stabilise a defined hydride phase. However this is not a commonly accepted rule. Actually, most results lead to consider that an amorphous metal-hydrogen system evolves as a solid solution only within a large range of hydrogen concentrations.

The TiNi type compound belongs to a well known system with shape memory effects (cubic to rhombohedral then to monoclinic phases on cooling down) and besides it is known also to absorb reversibly large amounts of hydrogen. It was established that introduction of hydrogen in TiNi alloys provokes a variation in the sequences of the different phase transformations. The existence of an unstable initial state (the martensite-monoclinic- transition should be close to room temperature) is the main condition to reveal such a modification of the sequences. It is worth to note that the phase transformation precedes a decrease of the shear modulus, that stands close to the first type of phase transformation under heating. There is a softening of the shear modulus before the phase transition.

Introduction of hydrogen in TiNiCu non-ordered materials, e.g. amorphous and non-crystalline alloys, leads to the same physical effects as well. During hydrogenation it is possible that new types of structures appear, non typical for the starting material at room temperature. X-ray data and differential scanning calorimetry analysis confirm the existence of a specific local ordering in the materials after hydrogenation.

A complicated change of shear modulus in amorphous-crystalline alloy TiNiCu under hydrogenation was pointed out. Amorphous-crystalline states generally form after heating between T_g and T_x (T_g , T_x temperature of glassy and crystallization accordingly) and ageing the alloys. At first, the shear modulus decreases. Under a prolonged saturation of hydrogen, the shear modulus takes a minimum value and after that the shear modulus increases markedly and finally it decreases smoothly. In principle, the behaviour of the shear modulus under hydrogenation should be the result of changes in the short range ordering in this kind of material. However it is impossible to ignore the impact of nanocrystallisation (TiNiCu alloy) or nucleation of a new hydride (Ti and Ni based) but amorphous.

We are grateful to the RFFI (grant 03-02-16561) for the financial support.

СКЕЙЛИНГ РАЗМЕРОВ РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ ЗЕРЕН, ФОРМИРУЮЩИХСЯ В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ

Засимчук Е.Э., Гордиенко Ю.Г.

Институт металлофизики им.Г.В.Курдюмова НАН Украины, г. Киев, Украина
eezas@imp.kiev.ua

При проведении эксперимента использовали монокристалл алюминия кубической ориентировки $\{100\}\langle 100\rangle$ в виде пластин размером 10x40x2,5мм. Пластины деформировали прокаткой при комнатной температуре следующим образом: пластину доводили до заданной степени обжатия за один проход, затем от прокатанной пластины отрезали часть для исследования структуры, а оставшуюся часть подвергали последующей деформации. Интервал изученных степеней обжатия – 10-90%. Деформационную структуру изучали рентгенографически (посредством съемки эпиграмм и микрорентгенограмм), а также оптическим методом, для чего использовали стереомикроскоп, соединенный с видеокамерой ССД и ПК. С помощью специально разработанных компьютерных программ строили панораму поверхности пластины.

Было обнаружено, что в процессе прокатки кристалл алюминия кубической ориентировки превращается в поликристалл - он рекристаллизуется, причем отмечается заметный рост центров рекристаллизации при комнатной температуре. Зерна имеют преимущественную ориентировку, что выражается в неоднородном почернении дебаевских колец. Обсуждаются морфологические особенности рекристаллизации кристалла алюминия в процессе прокатки. Обнаружены качественные признаки динамической и статической рекристаллизации в прокатанных кристаллах. Построены статистические кривые распределения размеров рекристаллизованных зерен в направлении прокатки и в перпендикулярном направлении. Показано, что нормированные кривые распределения могут быть описаны одной и той же функцией (скейлинговой функцией) во всех изученных нами случаях. Результаты сопоставлены с имеющимися литературными данными и обсуждаются в свете современных представлений о масштабной инвариантности (скейлинге).

ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭВОЛЮЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ КЛИНОВИДНОЙ ТРЕЩИН В НАВОДОРОЖЕННОМ КРИСТАЛЛЕ

Карпинский Д.Н., Санников С.В.

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

В работе получены оценки влияния растворенного водорода в объемно-центрированном кубическом кристалле на эволюцию пластической деформации у вершины трещины. Отметим двойственное действие растворенного водорода на развитие пластической деформации. С одной стороны, сжимающие упругие поля межузельных атомов водорода (механизм дилатации) экранируют упругие поля трещины и дислокаций, что приводит к снижению подвижности дислокаций, а с другой стороны – растворенный водород снижает предел текучести и этим повышает их подвижность (механизм пластификации). Ранее [1] расчет выполнен для плоской трещины: плоскость скола $\{001\}$, система легкого скольжения $\langle 111\rangle \{110\}$. Линии дислокаций параллельны фронту трещины.

Дальнейшее исследование связано с учетом затупления вершины трещины, которое сводится к замене плоской трещины клинообразной. В расчете использован анализ взаимодействия краевой дислокации и клинообразной трещины [2,3]. Расчет выполнен для двух конфигураций трещина-система легкого скольжения: в обоих случаях плоскость скола $\{011\}$, но в первом случае линия фронта вдоль $\langle 111 \rangle$, а во втором - $\langle 110 \rangle$. Система легкого скольжения для первого направления фронта $\langle 111 \rangle \{110\}$, а для второго - $\langle 111 \rangle \{112\}$. В результате расчета при различных углах раскрытия клина обнаружена смена системы легкого скольжения и плоскости скола за счет напряжения, вносимого перераспределением межузельного водорода, которые отсутствуют в предварительном расчете. Численные значения параметров расчета выбраны для $\alpha - \text{Fe}$,

1. Карпинский Д.Н., Санников С.В. //Письма в ЖТФ . 2003. Т.29. В.20. С.16-20.
2. Zhang T.Y., Tong P., Ouyang H., Lee S. Interaction of an edge dislocation with a wedge crack. //J. Appl. Phys. 1995. V.78. P.4873-4880.
3. Chen B.T., Lee S. Dislocation emission criterion for a wedge crack under mixed mode loading. //Int. J. Fract. 2000. V.102. P.287-302.

ФАЗОВАЯ ДИАГРАММА СИСТЕМЫ АЗОТ-НИКЕЛЬ

Морозов А.Н., Неклюдов И.М.

*Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»,
г. Харьков, Украина,
morozov@kipt.kharkov.ua*

Проведены исследования структурных превращений в пленках никеля, облученных ионами N^+ , с использованием методов электронной дифракции (ЭД), электронной микроскопии (ЭМ), обратного резерфордского рассеяния (ОРР) ионов He^+ , термодесорбционной спектроскопии.

Исследовались пленки никеля $\delta \sim 100 \pm 10$ нм, полученные электронно-лучевым испарением на сколы КС1 в вакууме $(2-3) \times 10^{-6}$ Па. Образцы были облучены при комнатной температуре ионами N^+ с энергией 60 кэВ до доз в интервале значений от 1×10^{16} до 4×10^{17} N/cm^2 . После облучения каждый образец помещался в электронный микроскоп для идентификации нитридных фаз, полученных имплантацией ионов N^+ , затем образцы подвергались отжигу непосредственно в колонне электронного микроскопа, и в процессе нагрева прослеживалось изменение их структуры при различных температурах нагрева.

Мы наблюдали плавный переход с ростом дозы ГЦК структуры никеля в ГПУ-фазу с параметрами решетки $a = 0.266$ нм и $c = 0.430$ нм и завершение перехода в Ni_3N только после достижения требуемой концентрации азота, а это свидетельствует о химической природе наблюдаемого структурного изменения.

Мы наблюдали четыре нитрида никеля: 1) $\alpha\text{-Ni}_3\text{N}$ с неупорядоченным расположением атомов азота – (ГПУ-фаза с параметром решетки $a = 0.266$ нм и $c = 0.430$ нм); 2) $\beta\text{-Ni}_3\text{N}$ с упорядоченным расположением атомов азота – (две гексагональные решетки с параметрами $a = 0.266$ нм, $c = 0.430$ нм и $a = 0.466$ нм, $c = 0.43$ нм); 3) нитрид никеля Ni_4N имеющий структуру примитивной кубической решетки с параметром $a = 0.377$ нм; 4) нитрид никеля Ni_8N имеющий структуру ГЦК с параметром $a = 0.725$ нм.

В результате изучения эволюции нитридных фаз в процессе отжига построена фазовая диаграмма системы Ni–N.

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ДИАПАЗОНЫ СТАБИЛЬНОСТИ ГИДРИДНЫХ ФАЗ СИСТЕМЫ Ti-D

Неклюдов И.М.¹⁾, Морозов А.Н.¹⁾, Кулиш В.Г.²⁾

¹⁾ *Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт», г. Харьков, Украина,*

²⁾ *Харьковский педагогический университет им. Г.С. Сковороды, г. Харьков, Украина*
morozov@kipt.kharkov.ua

Изучены температурные диапазоны стабильности гидридных фаз титана, облученного ионами D_2^+ , с использованием методов электронной дифракции и термодесорбционной спектроскопии.

Для структурных исследований использовались пленки титана $\delta \sim 100\text{--}110$ нм, полученные электронно-лучевым испарением на сколы соли KCl в вакууме $P \leq 1 \times 10^{-7}$ Па. Для термодесорбционных исследований использовались фольги титана размером $45 \times 5 \times 0.3$ мм³ и тонкие пленки ($\delta \sim 260$ нм), полученные путем испарения титана на поверхность молибденовой фольги толщиной 0.1 мм.

Насыщение образцов дейтерием проводилось при температурах $T_{\text{обл}} \sim 100$ К и $T_{\text{обл}} \sim 330$ К ионами D_2^+ с энергией 20 кэВ в диапазоне доз от 1×10^{16} до 5×10^{18} D/см².

После облучения пленки титана помещались в электронный микроскоп для идентификации фаз, полученных при имплантации ионов дейтерия. Затем образцы подвергались отжигу непосредственно в колонне электронного микроскопа и при этом в процессе нагрева прослеживалось изменение их структуры.

В результате выполненных исследований установлено, что имплантация дейтерия в титан приводит к изменению структуры. Природа этого структурного перехода чисто химическая, обусловленная образованием гидрида титана TiD₂. Отжиг облученных пленок приводит к разложению гидрида TiD₂, возникшего в результате ионной имплантации. Процесс разложения начинается при температуре ~ 500 К и завершается при ~ 600 К при достаточной длительности нагрева. Процесс разложения TiD₂ протекает через образование промежуточной кристаллической структуры - β -фазы титана с ОЦК решеткой. Термодесорбционные исследования показали, что структура спектра является функцией имплантационной дозы (концентрации). В диапазоне доз 1×10^{16} – 7×10^{16} D/см² в спектре наблюдается только один пик газовой выделения с максимумом при $T_m \sim 1350$ К. Увеличение имплантационной дозы приводит к росту амплитуды этого пика и появлению нового с $T_m \sim 800$ К, а также слаборазрешенного пика с температурой максимума ~ 1100 К. При дозах выше $\sim 2 \times 10^{18}$ см⁻² в спектре появляется и растет с дозой пик с максимумом $T_m \sim 200$ К.

Анализ полученных результатов отчетливо показал корреляцию между пиками газовой выделения дейтерия и фазовыми переходами в системе титан-дейтерий, что дает возможность утверждать, что пик с максимумом $T_m \sim 800$ К соответствует развалу гидрида титана, а температура максимума второго пика (~ 1100 К) почти точно совпадает с температурой фазового перехода α -титана в β -титан. Пик с $T_m \sim 1350$ К соответствует выделению дейтерия из твердого раствора. Низкотемпературная компонента газовой выделения ($T_m \sim 200$ К) обусловлена выделением сверхстехиометрического дейтерия из гидрида титана.

ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЬНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ

Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Кукса М.П.

Сибирский физико-технический институт, 634050, г. Томск, Россия

chum@phys.tsu.ru

На монокристаллах Fe-29%Ni-18%Co-4%Ti (мас.%) исследовали влияние дисперсных частиц на величину термического гистерезиса, эффект памяти формы, характер температурной зависимости $\sigma_{0.1}(T)$, сверхэластичность.

1. Старение при 923 К 0.5-6 часов приводит к выделению дисперсных частиц $(\text{CoNi})_3\text{Ti}$ атомноупорядоченных по типу $L1_2$ и к увеличению предела текучести состаренных кристаллов по сравнению с закаленным состоянием. Величина термического гистерезиса в закаленных кристаллах оказывается больше 350 К и превращение не является термоупругим. Эффектов памяти формы не наблюдается. Старение уменьшает гистерезис до 70-90 К и γ - α' мартенситное превращение становится термоупругим. В $[-111]$ состаренных кристаллах при деформации растяжением обнаружены эффекты памяти формы 2.5 %. Экспериментальные значения ЭПФ близки к теоретическим значениям рассчитанным по феноменологической теории мартенситных превращений.

2. На зависимости $\sigma_{0.1}(T)$ в $[-111]$ кристаллах, состаренных при 923 К 3 часа, обнаружены три температурных интервала, характерных для сплавов, испытывающих мартенситные превращения под нагрузкой и при охлаждении/нагреве. Температура начала γ - α' мартенситного превращения при охлаждении M_s , определенная по температурной зависимости электрического сопротивления, совпадает с минимумом на кривой $\sigma_{0.1}(T)$. При $M_s < T < M_d$ (M_d – температура конца γ - α' мартенситного превращения под нагрузкой) наблюдается увеличение $\sigma_{0.1}$ с ростом T испытания. Этот участок зависимости $\sigma_{0.1}(T)$ связан с развитием γ - α' мартенситным превращением под нагрузкой. При $T > M_d$ $\sigma_{0.1}(T)$ уменьшается с увеличением T и связан с пластической деформацией высокотемпературной γ - фазы. При $T < M_s$ механизмом пластического течения является переориентация кристаллов мартенсита под действием внешних напряжений.

3. Показано, что температура конца обратного α' - γ мартенситного превращения A_f оказывается больше, чем M_d , $A_f > M_d$. Следовательно, мартенсит напряжений, возникающий в интервале $M_s < T < M_d$ оказывается термодинамически устойчивым при снятии нагрузки и обратных α' - γ мартенситных превращений не происходит. В результате явлений сверхэластичности, связанной с γ - α' мартенситным превращением не наблюдается.

4. Установлены оптимальные режимы старения – 923 К, 3 часа – при которых имеет место высокая подвижность межмартенситных границ, характеризующаяся минимальными значениями $\sigma_{кр}(M_s)$ и максимальным сопротивлением развитию пластического сдвига $\sigma_{0.1}(M_d)$. В этом состоянии – старение 923 К, 3 часа - достигаются самые малые значения термического гистерезиса.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантов РФФИ –02-03-32013, CRDF RE-1-2525-TO-03

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ γ -ТВЕРДОГО РАСТВОРА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Косицына И. И., Кочеткова Т. Н.

ИФМ УрО РАН, 620219, г. Екатеринбург, Россия
kositsyna@imp.uran.ru

В работе исследованы структура, механические свойства, характеристики жаропрочности (пределы кратковременной и длительной прочности, длительная пластичность, скорость ползучести, время до разрушения) высокопрочных аустенитных сталей с карбидным упрочнением на различной основе: марганцевой - 45Г20М2Ф2, никелевой - 45Н26М2Ф2, хромоникелевой - 45Х18Н18М2Ф2, хромоникельмарганцевых - 50Х16Г15Н6М2Ф2 и 45Х18Н10Г10М2Ф2. Оценена долговечность этих сталей при испытаниях на ползучесть при температурах 500, 600, 700°С и напряжениях от 200 до 600 МПа на базе до 16000 часов. С использованием параметрического уравнения Ларсена–Миллера на основе экспериментальных данных построены условные параметрические диаграммы длительной прочности, позволяющие прогнозировать долговечность исследованных сталей в широком интервале температур и напряжений. Обсуждена взаимосвязь легирования, наблюдаемых различных механизмов и морфологии выделения карбидов в аустенитных сталях с их уровнем прочности, пластичности, жаропрочности и характером разрушения.

Экспериментально показана сильная зависимость длительной прочности, длительной пластичности, скорости ползучести на установившейся стадии, времени до разрушения высокопрочных сталей с одинаковым содержанием карбидообразующих элементов от состава аустенитной матрицы. Несмотря на высокий комплекс кратковременных механических свойств при комнатной и повышенной (600°С) температурах, марганцевая сталь 45Г20М2Ф2 обладает минимальной длительной прочностью и крайне низкой длительной пластичностью. Напротив, максимальные значения этих характеристик оказались у стали 45Н26М2Ф2, обладающей невысокой исходной кратковременной прочностью. Оптимальным уровнем жаропрочных характеристик при температурах 500-700°С обладают хромомарганцевоникелевые стали 50Х16Г15Н6М2Ф2 и 45Х18Н10Г10М2Ф2. Пределы длительной прочности этих сталей при температурах 500 и 600°С на базе 1000 ч, соответственно, равны: $\sigma_{1000}^{500} = 440-490$ МПа и $\sigma_{10000}^{500} = 380-400$ МПа; $\sigma_{1000}^{600} = 310-340$ МПа и $\sigma_{10000}^{600} = 200-260$ МПа; $\sigma_{1000}^{700} = 120-180$ МПа и $\sigma_{10000}^{700} = 110-120$ МПа.

РАДИАЦИОННЫЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ПЭТФ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ГАММА-ИЗЛУЧЕНИЙ

Каримов С.Н., Эгамов М.Х., Бобоназаров Х.

Худжандский научный центр АН РТ, 735714, г. Худжанд, Таджикистан

muchtor@khj.tajik.net

Настоящая работа посвящена исследованию причин самопроизвольного растрескивания пленок ПЭТФ разной толщины (6, 10, 20, 40 и 60 мкм) при радиационном старении. Образцы подвергались воздействию γ -излучений различной дозы (10^4 , 10^5 и $5 \cdot 10^8$ Гр) от источника ^{60}Co на воздухе и в жидкой среде (вода и глицерин) при 50°C . Контроль за появление трещин и измерение их глубины осуществлялись с помощью электронного микроскопа, а величину тангенса угла диэлектрических потерь ($\text{tg } \delta$) измеряли на частоте 1 МГц с помощью моста переменного тока Р-571.

Оказалось, что в отсутствие кислорода все образцы ПЭТФ выдержали без разрушения значительные дозы облучения (D_γ) до $5 \cdot 10^6$ Гр. При облучении на воздухе пленки и массивные образцы (60 мкм) вели себя по разному. При дозах 10^4 Гр на образцах появляются трещины, причем не сквозные, а пронизывающие только поверхностный слой материала, толщиной 0,1-0,3 мкм. Дальнейшее облучение приводило лишь к увеличению количества трещин, глубина же их оставалась неизменной. Тонкие пленки не растрескивались вплоть до $D_\gamma = 5 \cdot 10^8$ Гр, но становились хрупкими и рассыпались при малейшей деформации.

Высокая стойкость всех образцов ПЭТФ в инертной среде не является неожиданной, поскольку важная роль окислительных процессов в разрушении полимеров при радиационном старении хорошо известна. Менее понятен тот факт, что на воздухе тонкие пленки оказываются более стабильными, чем массивные образцы, а также тот факт, что глубина трещин последних не зависит от дозы облучения. Следовательно, можно предположить, что в данном случае возникновение внутренних напряжений, вызывающих растрескивание толстых образцов, связано с неравномерным окислением по глубине. Т.е. из-за недостаточной скорости диффузии кислорода в материал интенсивно окисляется только сравнительно тонкий наружный слой, а внутренний слой не окисляется.

Показано, что при любом механизме окисления глубина, на которую кислород проникает в материал, тем больше, чем меньше мощность дозы гамма-излучения. Поэтому для самой грубой оценки толщины окисленного слоя можно рассматривать массивный образец ПЭТФ-60 как трехслойную систему, которая состоит из двух наружных равномерно окисленных слоев и внутреннего сшитого слоя. При этом внутренний слой играет роль жесткой подложки, препятствующей структурным перестройкам внешних окисленных слоев. В результате в материале накапливаются внутренние напряжения, приводящие к растрескиванию верхнего слоя.

ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ, ТИТАНА И ЖЕЛЕЗА

Хомская И. В. *, Зельдович В. И. *, Литвинов Б. В. **, Пурьгин Н. П. **

* *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,*

khomskaya@imp.uran.ru

** *Российский Федеральный Ядерный Центр – ВНИИТФ Снежинск, Челябин. обл.*

Методами металлографии и дифракционной электронной микроскопии изучены явления локализации деформации при нагружении сходящимися ударными волнами массивных дисков (диаметром 60 мм, высотой 30 мм) из титанового сплава ВТЗ-1 на основе системы Ti–Al–Mo с исходной ($\alpha + \beta$)-структурой и Ст 3 с феррито-перлитной структурой, и цилиндра (диаметром 20 мм, высотой 30 мм) из бронзы Cu–12,5%Al со структурой β_1' -мартенсита. Ударные волны создавали за счет взрыва зарядов взрывчатого вещества, расположенных на основаниях образцов. Давление по оси образцов при выходе детонационной волны на основания дисков и цилиндра по расчету составляло 48, 56 и 50 ГПа для титанового сплава, стали и бронзы. В центре образцов при столкновении ударных волн давление по оценкам возрастало до 110, 130 и 110 ГПа, соответственно. Во всех случаях для сохранения образцов система помещалась в массивный корпус.

Показано, что деформационное воздействие ударных волн проявляется в образовании систем микродвойников, сложных дислокационных структур во всем объеме образцов и отдельных участков сильного локализованного течения. К локализованной деформации относится возникновение трещин отрыва и сдвига, образование пор, полос адиабатического сдвига и продольных каналов деформации.

Образование участков сильного локализованного течения предшествует зарождению трещин в образцах. Зарождение и рост трещин определяется условиями ударно-волнового нагружения: воздействием первичных и отраженных волн напряжения, свойствами материала образцов, их макро- и микроструктурой. При анализе структурных изменений в дисках из стали и титанового сплава, нагруженных сходящимися ударными волнами по осесимметричной схеме, установлена существенная разница в деформационном поведении стали и титанового сплава. В стальном диске преобладают откольные явления. В диске из титанового сплава образуются полосы адиабатического сдвига, по которым начинается разрушение. Происхождение полос адиабатического сдвига не связано с особенностями микроструктуры, но обусловлено геометрией ударно-волнового нагружения.

Анализ структурных преобразований позволил предложить схему течений при локализованной деформации, включающей три типа течения: сдвиговое, если течение обусловлено деформацией сдвига одной области образца относительно другой; струйное (кумулятивное), обусловленное переносом частиц вещества внутри некоторой полосы или трубки; и турбулентное (вихревое), если вектор скорости частиц вещества непрерывно изменяется.

Исследование выполнено в рамках комплексной программы Президиума РАН «Теплофизика и механика интенсивных энергетических воздействий»

СТАРЕНИЕ, УПОРЯДОЧЕНИЕ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

Зельдович В.И.

Институт физики металлов Уральского отделения РАН, Екатеринбург, Россия
zeldovich@imp.uran.ru

Сплавы никелида титана с повышенной концентрацией никеля могут испытывать старение, в процессе которого вначале выделяется метастабильная фаза Ti_3Ni_4 . Выделение фазы оказывает сильное влияние на последующие мартенситные превращения, поэтому исследование старения является важной задачей. Методом ПЭМ было установлено, что в сплаве $Ti-51at.\%Ni$ старение происходит в интервале температур 250-550°C, а выше 600°C фаза Ti_3Ni_4 растворяется. В сплаве $Ti-50,5at.\%Ni$ старение при 350°C происходит медленно (по сравнению с первым сплавом), а фаза Ti_3Ni_4 растворяется уже при 500°C. Методом малоуглового рассеяния нейтронов было показано, что на ранних стадиях старения в сплаве $Ti-51at.\%Ni$ возникают концентрационные неоднородности, масштаб которых отличается от размера частиц фазы Ti_3Ni_4 . Это свидетельствует о том, что ранние стадии старения происходят по спинодальному механизму. Методом нейтронографии было определено, что степень дальнего порядка в B2-фазе является максимально возможной ($\eta=1,0$) и что она не зависит от термообработки (при температурах 250-700°C), хотя в ряде работ указывалась цифра $\eta=0,7-0,9$.

Дилатометрические исследования показали, что в указанных сплавах мартенситное превращение после закалки происходит по схеме $B2 \rightarrow B19'$, а после старения последовательность превращений $B2 \rightarrow R \rightarrow B19'$. Электронно-микроскопическим методом было установлено, что R-мартенсит зарождается на частицах Ti_3Ni_4 , которые не потеряли когерентную связь с B2-фазой, а B19'-мартенсит – на больших частицах, с которыми когерентная связь нарушена. Используя двухступенчатое старение (сначала при высокой температуре, затем при низкой), можно получить бимодальное распределение частиц Ti_3Ni_4 по размерам, и тем самым влиять на процесс мартенситных превращений.

В сплаве $Ti-50,5at.\%Ni$ при дилатометрических исследованиях эффектов памяти формы после деформации прокаткой или растяжением были обнаружены два новых эффекта. Образцы с мартенситной структурой, полученной при растяжении, показывали отрицательные значения коэффициента термического расширения в направлении, совпадающем с направлением удлинения. Рентгеновское исследование позволило установить, что образцы имели текстуру, при которой ось c кристаллической решетки B19'-мартенсита имела преимущественное расположение вдоль направления растяжения, и, таким образом, отрицательные значения КТР были обусловлены удлинением оси c при охлаждении. Другой новый эффект заключался в том, что в этом же сплаве после деформации в аустенитном состоянии, при которой происходило ориентированное выделение частиц Ti_3Ni_4 , наблюдали эффекты обратимой памяти формы аустенитного типа, при которых величина накапливаемой и исчезающей деформации, а также температуры проявления эффекта периодически изменялись при чередующихся процессах выделения и растворения частиц Ti_3Ni_4 .

ДЕФОРМАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННЫЙ ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК

Старенченко С.В., Старенченко В. А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
svs@oof.tisi.tomsk.su

Фазовые переходы являются предметом активного изучения в физике твердого тела, в материаловедении. Среди различных фазовых превращений привлекает внимание явление упорядочения. В основном, все представления об упорядоченных состояниях и фазовых переходах, в результате которых они формируются, связаны с температурным воздействием, однако в такой же степени другие факторы, кроме температуры, могут изменять состояния сплавов. С момента открытия в начале прошлого века явления атомного упорядочения неоднократно отмечали влияние пластической деформации на состояние упорядоченных сплавов. Это воздействие носит двойственный характер. Во-первых, пластическая деформация приводит к нарушению порядка в материале. Во-вторых, процессы, происходящие при деформировании материала, способствуют появлению разного типа дефектов, стимулирующих восстановление дальнего порядка. В разное время появлялись работы, указывающие на эти возможности. Однако целенаправленного изучения фазового перехода порядок-беспорядок, стимулированного пластической деформацией, не проводилось. Существовало множество проблем, требующих своего понимания и решения при исследовании самого явления упорядочения. В свою очередь, процессы, происходящие при деформации не только в упорядоченных сплавах, но и вообще в твёрдых телах, механизмы деформации нуждались в детальном выяснении. В принципе, решение этих достаточно самостоятельных задач, привлекавшее усилия многочисленных исследователей, подготовило почву для изучения превращения порядок-беспорядок, стимулированного пластической деформацией. Тем более, что косвенные выводы о разрушении дальнего порядка в процессе деформации следовали при изучении механических и физических свойств деформированных сплавов.

В деформированных сплавах присутствуют многочисленные дефекты разного масштабного уровня от точечных нарушений, атомных кластеров, микросегрегаций, микродоменов, антифазных доменов (АФД) до границ зерен. Важным дефектом кристаллической структуры являются антифазные границы (АФГ) разной природы: термические, периодические и деформационные.

В настоящей работе на основании эксперимента, проведённого на ряде упорядочивающихся сплавов с исходной ГЦК решеткой, разными сверхструктурами, реализующимися при упорядочении, и результатов математического моделирования рассмотрено влияние дефектов кристаллического строения и деформационных дефектов, аккумулируемых при деформации, на процессы нарушение дальнего порядка и особенности деформационно-стимулированного фазового перехода порядок-беспорядок. Проанализирован вклад разного типа дефектов в понижение степени упорядоченности материала при увеличении концентрации дефектов разного типа.

Показано, что важную роль в понижении степени дальнего порядка в сплавах играют, разнообразные механизмы, приводящие к интенсивному накоплению деформационных АФГ.

ТЕРМИЧЕСКИЕ И ПЕРИОДИЧЕСКИЕ АНТИФАЗНЫЕ ГРАНИЦЫ И ИХ РОЛЬ В ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК

Старенченко С.В., Козлов Э.В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
svs@oof.tisi.tomsk.su

Одним из превращений, лежащих в основе новейших технологий создания конструкционных материалов, является атомное упорядочение сплавов. При упорядочении можно получить набор свойств, оптимально сочетающих низкое электросопротивление, высокую прочность, подходящие магнитные и оптические характеристики. Кроме металловедческих задач, при изучении атомного упорядочения выявляются вопросы, важные для понимания фундаментальных аспектов физики твердого тела. В связи с этим, на протяжении многих лет проводились обширные теоретические и экспериментальные исследования бинарных сплавов.

В основном, описание атомного упорядочения и фазового перехода дальний порядок-ближний порядок (ФП ДП-БП) выполнено для сплавов с идеальной кристаллической решеткой. В действительности упорядоченные сплавы содержат дефекты разного масштабного уровня, такие как точечные нарушения ДП, атомные кластеры, микросегрегации, микродомены, антифазные домены (АФД), границы зерен. Важным дефектом кристаллической структуры являются антифазные границы (АФГ) разной природы. Теоретические и экспериментальные исследования показали, что вблизи T_k они размыты на несколько плоскостей. Вблизи АФГ существенно понижается параметр дальнего порядка (ПДП), также АФГ понижают степень упорядоченности материала в целом. Почти во всех случаях упорядочения сплавов на основе ГЦК решетки возникает доменная структура с разным средним размером доменов, лежащим в пределах от микронов до нанометров. Этот факт не принимался во внимание при теоретическом описании ФП ДП-БП и анализе его закономерностей, хотя процессы размытия АФГ и понижение ПДП на них при приближении к T_k могут играть важную роль в ФП. В данной работе методами рентгеноструктурного анализа выполнены исследования упорядочивающихся сплавов с исходной ГЦК решеткой, в которых формируются разные сверхструктуры: Au_3Cu I – $L1_2$, Au_3Cu II, Au_4Zn – $L1_2(MM)$, Au_3Cd – DO_{23} , Au_3Zn – $DO_{23}(M)$, Au_3Mn – $L1_2(MM)$, Au_4Cr , Au_4Mn , Au_4V – $D1_a$. В них имеются нанометровые и субмикроскопические размеры АФД структуры. Кроме термических АФГ, которые характерны для всех изученных нами сплавов, в ряде сплавов присутствуют также периодические АФГ: Au_3Cu II, Au_3Cd , Au_3Zn , Au_3Mn , Au_4Zn . В результате проведенных исследований получены сведения о поведении структурных характеристик сплавов при температурном разупорядочении. Были определены параметры решетки, степень дальнего порядка η , степень эффективного порядка $\eta_{эфф}$ (средний по образцу параметр дальнего порядка), размеры АФД $\langle D \rangle$, микродоменов $\langle D \rangle_{микро}$, присутствие разных фаз, периоды антифазности (M) в длиннопериодических сверхструктурах.

Совокупность экспериментальных результатов, полученных в данном исследовании, позволила выявить закономерности термического ФП ДП-БП, сделать выводы о механизмах разупорядочения ниже T_k . Показано, что вдали от T_k разупорядочение происходит за счёт точечных дефектов, кластеров и микросегрегаций, вблизи T_k определяющую роль играют АФГ и микродомены.

ФИЗИКА И МЕХАНИКА В ПРОЦЕССАХ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Арутюнян Р.А.

Санкт – Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург, Россия

Robert.Arutyunyan@paloma.spbu.ru

Экспериментально-теоретические исследования показывают, что в процессе длительного воздействия различных температурно-силовых полей и агрессивных сред в конструкционных материалах происходит непрерывное накопление повреждений (трещинообразование, изменения структуры и фазового состава и др.), приводящие к значительному охрупчиванию материалов и возникновению опасности мгновенных хрупких разрушений. Для изучения и описания этих процессов необходимо привлекать методы физики, химии, механики и материаловедения. В то же время, в мировой литературе обращается довольно мало внимания на эти проблемы, известные как статическое и динамическое деформационное старение, которые для различных конструкционных материалов могут оказаться основополагающим фактором подготовки самого факта окончательного разрушения.

В докладе проблема деформационного старения и длительного разрушения рассматривается с позиций механики материалов. Излагаются основные экспериментальные результаты по исследованию механического поведения различных металлических сплавов в опытах на чередования циклического и сложного нагружения, естественного и искусственного старения. В случае полимерных материалов и композиций на их основе приведены результаты опытов по ультрафиолетовому облучению, климатическому и тепловому старению и разрушению в режимах растяжения и ползучести.

Хотя микромеханизмы фазовых превращений при распаде металлических сплавов существенно отличаются от механизмов химической и тепловой деградации полимерных материалов, наблюдается качественное сходство механического поведения: упрочнение, разупрочнение охрупчивание и трещинообразование. Это обстоятельство позволяет оперировать единым параметром эффективного времени, который определяется с помощью кинетического уравнения, способного описать как процессы деформационного старения, так и старения после закалки. В случае мгновенного, активного нагружения параметр соответствует “деформационному” времени, в состоянии разгрузки и старения параметр сводится к реальному (“химическому”) времени.

При описании деформационного старения металлических материалов используются соотношения математической теории пластичности, записанные в масштабе приведенного времени. В случае полимеров в качестве реологических уравнений рассматриваются вязко – упругие модели, выраженные в шкале реального и приведенного времени. Конкретизированы параметры предложенных уравнений и получены решения для некоторых режимов чередования активных нагружений и длительного, естественного и искусственного старения. Дается сравнение с соответствующими экспериментальными результатами.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Фонда Фундаментальных исследований. Грант 03-01-00447

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ ПЕРВОГО И ВТОРОГО РОДА НА ДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Гречихин Л. И.

Белорусский национальный технический университет, г.Минск, Беларусь
Gretchihin@yandex.ru

Механические свойства конструкционных материалов определяются межкластерным взаимодействием. Для металлических конструкционных материалов межкластерное взаимодействие определяется преимущественно обменным взаимодействием свободными атомами в межкластерных пустотах. В приповерхностных слоях межкластерное взаимодействие значительно ослаблено путем испарения свободных атомов из межкластерных пустот. При высоких давлениях окружающей среды испарение основных атомов вещества приводит к тому, что их место занимают атомы, молекулы окружающей среды. Диффузия этих атомов и молекул внутрь конструкционного материала приводит к упрочнению поверхностных слоев как вследствие увеличения числа частиц, осуществляющих обменное межкластерное взаимодействие, так и вследствие образования нитридов и оксидов. Потенциал межкластерного взаимодействия увеличивается, а это приводит к возрастанию модуля Юнга и модуля сдвига в приповерхностных слоях. Это известное явление старения материалов.

Однако в ряде случаев положительный эффект старения сменяется на противоположные эффекты при «перестарении». Это обусловлено образованием во внутрикластерных пустотах высокоатомных молекул типа различных окисей (Fe_3O_4 , Al_2O_3 и др.), которые резко уменьшают обменное межкластерное взаимодействие. Когда размеры высокоатомных молекул превышают размер межкластерных пустот, возникают существенные внутренние напряжения, что приводит к повышению хрупкости и появлению коробления деталей.

При фазовых переходах второго рода происходит превращение одних структур в другие. Если при этом возникают новые кластеры с более плотной упаковкой, то свободные атомы в межкластерных пустотах могут полностью исчезнуть. Обменное межкластерное взаимодействие прекратится, и образовавшиеся кластеры рассыплются. Такое явление наблюдается при переходе белого олова в серое. Когда переход одних структур в другие не приводит к полному выводу свободных атомов из межкластерных пустот, но увеличивает количество свободных частиц во внутрикластерных пустотах, то в этом случае не происходит заметного уменьшения межкластерного взаимодействия, а иногда приводит к увеличению такого взаимодействия.

При длительном пребывании конструкционных материалов в космосе происходит практически полное испарение свободных частиц из межкластерных пустот. Кластеры остаются связанными между собой слабыми ковалентными связями. Такой конструкционный материал при небольших внешних нагрузках просто превратится в порошок. При больших внешних нагрузках кластеры рассыпаются со взрывом. Такое явление должно происходить при вхождении ИСЗ в плотные слои атмосферы, когда в переходном режиме обтекания силы связи удерживают конструкционный материал от распада, а при возникновении континуального режима под воздействием сформировавшейся сильной ударной волны сложная конструкция должна разлететься со взрывом. Так, при спуске аппаратов «Мир» и «Колумбия» отдельные конструкции совершали полет в плотных слоях атмосферы с заметным разбросом отдельных его частей, как по длине, так и по сечению вследствие произошедшего взрыва.

СТРУКТУРА β (CsCl)-ТВЕРДОГО РАСТВОРА $Al_{61}Cu_{26}Fe_{13}$ И ВОЗМОЖНЫЙ МЕХАНИЗМ ПРЕВРАЩЕНИЯ $\beta \rightarrow$ ИКОСАЭДРИЧЕСКАЯ ФАЗА

Шалаева Е.В.¹⁾, Прекул А.Ф.²⁾

¹⁾ *Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

shalaeva@ihim.uran.ru

С момента открытия квазикристаллических икосаэдрических (ι -) фаз идет изучение механизмов взаимных превращений кристалл \leftrightarrow квазикристалл и структурных взаимосвязей икосаэдрических и кристаллических фаз и состояний, проявляющих качественно аналогичное "полупроводниковое" поведение электронных свойств. Среди структурных кристаллических состояний с "полупроводниковым" поведением электронных свойств интерес представляют квазикристаллообразующие CsCl(β)-твердые растворы Al-Cu-Fe, Al-Cu-Co(Ni), Al-Pd-Mn, испытывающие превращения в икосаэдрические фазы [1-3].

В работе исследовано структурное состояние β -твердого раствора в закаленных двухфазных сплавах $Al_{61}Cu_{26}Fe_{13}$ ($\beta+\iota$), превращающихся в однофазную икосаэдрическую фазу, и однофазных β -сплавах $Al_{50}Cu_{33}Fe_{17}$, $Al_{50}Cu_{37}Fe_{13}$, в области составов, пограничных к двухфазной области ($\beta+\iota$). Установлено, что в пограничных областях составов β (CsCl-тип)-раствор имеет гетерогенную структуру, содержащую малые области (несколько нм) со скоррелированными ω -подобными смещениями (состояние типа несоизмеримой ω -фазы в ОЦК-растворах), которые определенным образом взаимосвязаны с ближним порядком замещения [4]. Экспериментальный [5] и расчетный анализ взаимных ориентаций решеток β -твердого раствора и ι -фазы обнаруживает существование ориентационного соотношения, которое характеризуется ромбоэдрической группой симметрии и допускает промежуточный локальный порядок со структурой ромбоэдрической (тригональной) симметрии, аналогичный ближнему порядку несоизмеримой ω -фазы.

Результаты исследования анализируются с точки зрения предположений о существовании взаимосвязи между структурой областей с ω -подобными смещениями и икосаэдрическим кластером [6] и участия этих областей в структурном превращении β (CsCl)-фазы $Al_{61-x}Cu_{26+y}Fe_{13-z}$ в икосаэдрическую фазу. Анализируется участие других промежуточных квазикристаллообразующих структур с локальной ромбоэдрической симметрией в превращении β -твердого раствора в ι -фазу. Рассматривается кристаллогеометрическая модель формирования кластера Маккай с икосаэдрическим ближним порядком на основе структуры упорядоченного β -твердого раствора.

1. Haberkern R., Roth C., Knofler R., Zavaliche F., Hausler P.// Proc.6th Conf. On Quasicrystals. 1997. P.716.
2. Прекул А.Ф., Казанцев В.А., Шалаева Е.В., Щеголихина Н.И.// Письма в ЖЭТФ. 1998. Т.67. С.203.
3. W. Steurer, Mater.Scie. Engineer. 2000. A 294-296. P.268.
4. Shalaeva E.V., Prekul A.F.// phys.stat.sol.(a). 2000.V.180. P.411.
5. Shalaeva E.V.// J. Alloys Comp. 2002. V.342. P.134.
6. Кацнельсон М.И., Трефилов А.В.// Письма в ЖЭТФ. 1994. Т.59. С.198.

EFFECT OF ELECTROUPSETTING FORGING ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF ADVANCED SUPERALLOYS

Kommel L.

Department of Materials Engineering, Tallinn Technical University, Tallinn, Estonia
kommel@edu.ttu.ee

This paper analyzes the use of the Electro-Upsetting Forging (EUF) method for microstructure and properties forming of heat resistant nickel and titanium based superalloys. By EUF method the two processes – electrocontact rapid heating and Severe Plastic Deformation (SPD) of the material – are performed simultaneously. In high-technological industries the electroupsetting process can be used as a technique of preliminary treatment of the alloys for high-temperature applications and for increases their operational characteristics.

The structure and properties of a superalloy samples were studied with optical and electron microscopy, X-ray diffraction analysis, micro- and universal hardness tester's use. Three zones in the blank samples were choosed for investigation: a) region of initial microstructure, b) after rapid electrical conduction heating and deformation up to $\varepsilon = 5\%-6\%$, and c) after deformation up to $\varepsilon = 80\%-85\%$.

A number of changes during EUF processing take place in the structure of superalloy billet, such as welding the microstructure defects, assimilation of the chemical composition, diffusion and vanishing of the grain boundaries depending on electrical conduction current density, heating rate and compression. Results show that the grain boundaries of (a) initial microstructure of material clearly distinguished (Fig.1). During rapid electrocontact heating with deformation up to $\varepsilon = 5\%-6\%$ of the metal the (b) grain boundaries begin to merge partially depending on direction of plastic flow in material. In the deformed up to $\varepsilon = 80\%-85\%$ region of the sample the (c) grain boundaries were not more appreciable. In the SPD region the grain boundaries are disappeared because increased the internuclear attraction between grains. The EDS measurements have shown that boundaries and inclusions contain more Ti, Mo, and Cr, but less Ni and Fe.

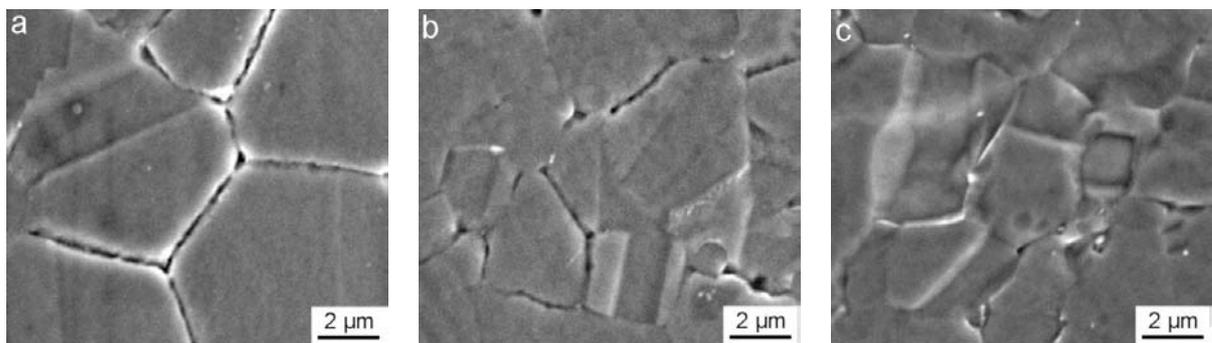


Fig.1. SEM micrographs of Ni-based superalloy microstructure evolution at electrical upsetting forging: a) initial, b) after rapid electrical conduction heating and deformation up to $\varepsilon = 5\%-6\%$, and c) after deformation up to $\varepsilon = 80\%-85\%$.

The measurement of the mechanical properties of the alloys has shown that by electroupsetting forging the indentation work, plasticity and elasticity increase. Besides, after stamping and heat treatment these characteristics of alloys are preserved. The EUF processed

superalloy has lowest creep and lowest relaxation. The mechanical characteristics of EUF superalloy are comparable with cast monocrystalline structure superalloy. Only the indentation modulus and universal hardness lowering of superalloy during EUF processing takes place.

The highest creep resistance and lowest relaxation by lowest intercrystalline corrosion are guarantee for the high in-service lifetime of EUF processed superalloy for compressor blades of turbo-jet use.

ВЛИЯНИЕ ПОСТДЕФОРМАЦИОННЫХ ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V ELI

Семенова И.П., Садикова Г.Х., Сайтова Л.Р., Валиев Р.З.

*Уфимский государственный авиационный технический университет,
Институт физики перспективных материалов, Уфа, Россия*

Saitova-LR@yandex.ru

Ультрамелкозернистые (УМЗ) материалы (нано- и субмикроструктурные, имеющие размер зерен десятки и сотни нанометров) в последние годы вызывают большой интерес среди исследователей в связи с ожиданием повышения в них комплекса свойств. Перспективным методом получения объемных УМЗ образцов является интенсивная пластическая деформация (ИПД) путем равноканального углового прессования (РКУП), позволяющего формировать в заготовках УМЗ структуру без изменения их геометрических размеров [1,2].

В настоящей работе представлены результаты исследования особенностей формирования УМЗ структуры в двухфазном сплаве Ti-6Al-4V ELI и его механическое поведение после РКУП и последующих термомеханических обработок. Установлено, что за счет измельчения структуры после РКУП и холодной экструзии прочность сплава увеличивается примерно на 30%. В работе показано, что использование постдеформационных отжигов способствует улучшению структуры и, как следствие, механических свойств сплава. Были изучены закономерности влияния температуры и длительности термообработки образцов после РКУП и экструзии на морфологию фаз, размеры структурных составляющих. С увеличением температуры и длительности отжига заготовок после РКУП и экструзии происходит повышение пластичности сплава с незначительным снижением прочности за счет снятия внутренних остаточных напряжений и частичных рекристаллизационных процессов. При низкотемпературных отжигах в случае, когда в заготовках сохраняется даже небольшое количество метастабильной β -фазы, можно дополнительно повысить прочность сплава за счет выделения дисперсных вторых фаз.

- [1] Р.З.Валиев, И.В.Александров, Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.: ил.
[2] R.Z.Valiev, R.K.Islamgaliev, I.A.Alexandrov, *Progr. Mater. Sci.*,45(2) 2000, 103-189.

НАСЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ДЕФОРМИРОВАННОГО АУСТЕНИТА ПРИ ФАЗОВОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Яковлева И.Л.¹⁾, Карькина Л.Е.¹⁾, Хлебникова Ю.В.¹⁾, Дегтярев В.Н.²⁾

¹⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²⁾ *ОАО ММК, ИТЦ «Аусферр», Магнитогорск, Россия*

phym@imp.uran.ru

В настоящей работе проведено электронномикроскопическое исследование дислокационной структуры углеродистой стали У8 после горячей деформации и последующего перлитного превращения. Деформацию образцов осуществляли кручением на пластометре торсионного типа. Образцы представляли собой прутки диаметром 8 мм и длиной 350 мм (длина зоны деформации 100 мм). Расчет степени деформации (ε) производили по формуле: $\varepsilon = \pi \cdot n \cdot d / l$, где n – количество оборотов, d – диаметр образца, l – длина зоны деформации. Скорость деформации составляла $0.018 \div 1.3 \text{ с}^{-1}$. Величина деформации изменялась от 0.022 (1/4 оборота) до 2.6 (24 оборота). Температура деформации варьировалась от 650 до 900 °С. После деформации образцы переносили в ванну и изотермически отжигали при температуре 650°С в течение $5 \div 220$ с. По окончании изотермической выдержки при 650 °С проводили охлаждение образцов в воде.

Показано, что для образцов, деформированных выше температуры фазового перехода ($900 \div 750$ °С), образование смешанной перлитно-мартенситной или полностью перлитной структуры определяется временем последеформационной изотермической выдержки при 650 °С. В двухфазных образцах объемная доля перлитной составляющей увеличивается от центра к периферии образца. Для образцов, деформированных в межкритическом интервале температур ($700 \div 650$ °С), образование смешанной перлитно-мартенситной структуры определяется суммарным временем деформирования и последующей выдержки при 650 °С. Таким образом, высокотемпературная деформация стали У8, ускоряющая последующее фазовое превращение, способствует увеличению объемной доли перлита и сохранению высокого уровня прочностных характеристик. Появление в структуре стали участков мартенсита приводит к резкому падению пластических характеристик δ и ψ .

Впервые обнаружено, что с увеличением степени предварительной деформации характер разрушения образцов с полностью перлитной структурой изменяется от вязкого к хрупкому. Установлено, что в стали со смешанной мартенсито-перлитной структурой характер разрушения хрупкий во всем объеме образца.

Впервые экспериментально показано, что дислокационная структура аустенита, деформированного в интервале температур $900 \div 750$ °С, наследуется структурными составляющими перлита при последующем фазовом превращении (в большей степени цементитом, чем ферритом). Деформация в межкритическом интервале температур приводит к совмещению процессов деформации, фазового превращения и отжига. Наблюдается повышенная плотность дислокаций в структурных составляющих перлита, образование областей с полигональной структурой в феррите, частичная фрагментация и сфероидизация цементитных пластин.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 04-03-96140-р2004урал_a и гранта № 01-02-02 Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНиО «Интелс».

УГЛЕРОДНЫЕ ВАКАНСИИ И УСТОЙЧИВОСТЬ РЕШЕТКИ ЦЕМЕНТИТА

Карькина Л.Е.¹⁾, Медведева Н.И.²⁾, Яковлева И.Л.¹⁾

¹⁾Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

²⁾Институт химии твердого тела УрО РАН, Екатеринбург, Россия

phym@imp.uran.ru

В работе представлены результаты расчета зонной структуры решетки цементита и сравнение ее характеристик для комплектного Fe_3C , гипотетического цементита с пустой углеродной подрешеткой $\text{Fe}_3\Box$ и цементита с 25 и 50% вакансий в подрешетке углерода. Проведено сравнение расчетов с экспериментальными данными электронно-микроскопического изучения особенностей растворения цементитных пластин в углеродистой стали, которые связаны с потерей устойчивости цементита при его нагреве.

Моделирование орторомбической структуры цементита проведено на основе ячейки Fe_{12}C_4 , содержащей 4 формульные единицы, 2 неэквивалентных типа атомов Fe (по 4 и 8 атомов, соответственно) и 4 эквивалентных атомов C в призматических позициях. Расчеты выполнялись самосогласованным спин-неограниченным полно-потенциальным методом *muffin-tin* орбиталей (ПЛМТО) с учетом скалярно-релятивистских эффектов и с обменно-корреляционным потенциалом. Анализ результатов расчета показал, что для Fe_3C уровень Ферми E_F расположен между почти полностью занятыми $\text{Fe}3d$ состояниями со спином вверх и частично свободной полосой $\text{Fe}3d$ состояний со спином вниз. При наличии 25 % вакансий (состав $\text{Fe}_3\text{C}_{0.75}$) плотность обеих спиновых $\text{Fe}3d$ состояний понижается, однако в целом характер электронного спектра остается близким таковому для комплектного Fe_3C . Резкие изменения электронного спектра наблюдаются при повышении содержания углеродных вакансий: для цементита с 50% вакансий ($\text{Fe}_3\text{C}_{0.50}$) и в гипотетическом «цементите» с пустой углеродной подрешеткой $\text{Fe}_3\Box$. В этих случаях E_F располагается вблизи пика плотности состояний, свидетельствуя о неустойчивости этих систем.

Исследование особенностей растворения карбидной фазы пластинчатого перлита при отжиге проводили на образцах углеродистой эвтектоидной стали У8 после изотермического перлитного распада и последующего нагрева перлитной структуры до 600, 650 или 700⁰С. Как показали электронно-микроскопические исследования, после длительного отжига (~30 ч) одна из отличительных особенностей заключается в том, что вместо сплошных цементитных пластин перлитная колония содержит отдельные фрагменты пластин, которые имеют четко выраженную кристаллографическую огранку. Часто на торцах карбидных фрагментов в ферритных участках формируются дислокационные сетки, повторяющие форму растворившейся цементитной пластины. Появление таких сеток можно понять, если предположить, что на каком-либо участке цементитной пластины скачком происходит превращение цементита в феррит. Такое превращение возможно, если углерод из решетки Fe_3C выносится не только с поверхности межфазной границы, но и из всего объема цементитной пластины. Диффузия углерода из объема, по-видимому, происходит через плоскости планарных дефектов, вблизи которых образуются тонкие ферритные прослойки. Проведенный нами расчет плотности состояний цементита с углеродными вакансиями показал, что при концентрации углерода в цементите ≤ 15 at% орторомбическая решетка Fe_3C становится неустойчивой. Таким образом, когда концентрация углерода во фрагменте цементитной пластины становится ниже указанного уровня, фрагмент превращается в феррит, и мы наблюдаем экспериментально в структуре появление дислокационных сеток.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ № 04-03-96140-р2004урал_a и грантов Фонда ОАО «ММК», ИТЦ «Аусферр» и ФНУО «Интелл».

ПОСТДЕФОРМАЦИОННОЕ СКАЧКООБРАЗНОЕ УДЛИНЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛА СПЛАВА Ni-Mn-Ga В МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Попов А.Г., Белозеров Е. В., Сагарадзе В.В., Печеркина Н.Л., Пузанова Т.З.,
Кабанова И.Г.

Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

beloserov@imp.uran.ru

Гигантские магнитоиндуцированные деформации в монокристаллах нестехиометрических сплавов Гейслера $Ni_{2+x}Mn_{1+x}Ga_{1+y}$ обусловлены перестройкой структуры мартенситных двойников. Первичное формирование моновариантного мартенсита достигается механическим сжатием или приложением опорного магнитного поля вдоль выбранного направления $\langle 100 \rangle$ монокристалла с тетрагональной кристаллической решеткой. Последующее удлинение кристалла вдоль этого направления, достигающее значений 6 – 10 % [1,2], индуцируется приложением магнитного поля H в перпендикулярном направлении. Удлинение происходит, как правило, скачком при достижении некоторого критического значения напряженности магнитного поля H_s с последующим плавным изменением в интервале полей $H_s + \Delta H$. Значения H_s определяются соотношением плотности магнитокристаллической энергии сплава и эффективного упругого модуля материала, препятствующего перемещению границ двойников, а значения ΔH зависят от наличия поверхностных и внутренних дефектов в образце. Целью настоящей работы являлось изучение особенностей скачкообразного удлинения монокристалла Ni-Mn-Ga, подвергаемого различным условиям предварительного сжатия, как опорным магнитным полем, так и механическим нагружением.

Исследование выполнено на монокристалле, выращенном по методу Бриджмэна из сплава $Ni_{50}Mn_{28.5}Ga_{21.5}$ со структурой пятислойного тетрагонального мартенсита. Призматический образец, ограниченный по плоскостям типа $\{100\}$ исходного аустенита, имел размеры $3 \times 3 \times 7,6$ мм. Первичное сжатие образца в опорном магнитном поле происходило при достаточно высокой напряженности, превышающей 8 кЭ. Полная деформация сжатия ε после приложения поля 15,8 кЭ составила 5,7%. Первый цикл удлинения в поле перпендикулярного направления наблюдался в широком интервале полей ΔH от 2,5 до 10 кЭ. Начиная со второго цикла, вид зависимости $\varepsilon(H)$ стабилизировался: первичный скачок удлинения происходил при $H_s = 3$ кЭ, а значение ΔH уменьшилось до 4 кЭ.

Полевую зависимость удлинения образца, предварительно сжатого механической нагрузкой, изучали при значениях параметра нагрузки, которые соответствовали особым точкам на кривой напряжения (σ) – деформация (ε). Вид кривых $\varepsilon(H)$ образца, сжатого нагрузками, соответствующими участку сверхпластического течения материала при $\sigma \leq 1,2$ МПа, качественно соответствовал виду кривых, полученных после сжатия магнитным полем. Однако, если нагрузки повышались и соответствовали области упругого сжатия одновариантного мартенсита на кривой $\sigma - \varepsilon$, то на кривых $\varepsilon(H)$ появлялись большие скачки удлинения. С увеличением нагрузки значения H_s увеличивались от 4 до 9 кЭ, причем значения ΔH приближались к нулю.

Наблюдаемые закономерности в изменении вида кривых $\varepsilon(H)$, по-видимому, обусловлены локальным закреплением границ двойников мартенситной структуры, перестраивающейся под воздействием магнитного поля, в областях, претерпевших микропластическую деформацию.

1. S.J. Murray et.al., Appl. Phys. Lett., 77 (2000) 886.
2. A. Sozinov et.al., Appl. Phys. Lett., 88 (2000) 1746.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОРЕЛЬЕФА И СТРУКТУРЫ H:LiNbO₃ СЛОЕВ

Шевцов Д.И., Азанова И.С., Тайсин И.Ф., Кичигин В.И., Петухов И.В.

Пермский государственный университет, Пермь, Россия
root@ppk.perm.ru

Протонообменные слои и каналы на поверхности монокристаллических подложек ниобата лития (НЛ), LiNbO₃, являются перспективной средой для создания ряда интегрально-оптических компонентов, благодаря наличию отличных электрооптических, акустооптических и нелинейно-оптических свойств при низком содержании водорода [1, 2]. Известно, что при протонном обмене (ПО) в жестких условиях происходит деструкция поверхности подложек НЛ *X*- и *Y*-срезы [3, 4]. Однако характер, причины и механизмы возникновения данных разрушений ранее в печати не освещались. Интерес к этим особенностям поведения поверхности монокристаллов НЛ вызван, прежде всего, возможностью получения дополнительной информации о состоянии, структуре волноводных слоев. Цель настоящей работы — исследование влияния остаточных внутренних напряжений (ОВН) в монокристалле НЛ (*X*-срез) на процесс формирования разрушений в различных условиях методами оптической интерференционной профилометрии, оптической и электронной микроскопии.

Методом оптической микроскопии были обнаружены структурные дефекты на поверхности H:LiNbO₃ волноводов, сформированных на подложках НЛ в расплаве чистой бензойной кислоты при $T \geq 185^\circ\text{C}$ в течение 1 ч и более, содержащих остаточные внутренние напряжения. Предварительное снятие ОВН с помощью термообработки при $T \approx 1000^\circ\text{C}$ не приводит к образованию обнаруженных структурных дефектов при ПО, как и при ПО в бензойной кислоте, содержащей некоторое количество бензоата лития. Кроме того, обнаруженные структурные дефекты исчезают после термообработки при $T \geq 250^\circ\text{C}$. Следовательно, именно наличие ОВН в подложках НЛ приводит к образованию этих структурных дефектов. При дальнейшем увеличении температуры процесса ПО протонообменные слои подвергаются травлению самим источником протонов, т.е. расплавом бензойной кислоты, о чем, по-видимому, и сообщалось ранее [3,4]. Обнаруженные структурные дефекты представляют собой, по-видимому, пластинчатые области толщиной ~ 100 нм, содержащие одну из фаз твердого раствора H_xLi_{1-x}NbO₃ с более высоким параметром кристаллической решетки в направлении, перпендикулярном к плоскости подложки. Эти пластинчатые области распространяются вглубь H:LiNbO₃ волноводного слоя, что подтверждается данными сканирующей электронной микроскопии (с увеличением $\times 35800$) с анализом первичных и вторичных электронов. Они сопрягаются с матрицей (фазой H_xLi_{1-x}NbO₃ с более низким параметром кристаллической решетки) посредством сетки дислокаций несоответствия. Эти пластинчатые области выходят на поверхность подложки из глубины H:LiNbO₃ волноводного слоя и вспучивают внешнюю границу монокристалла. Это было обнаружено методом оптической интерференционной профилометрии. Ширина вспучивания существенно больше самих пластинчатых областей — 2-5 мкм.

Последующее травление образцов с такими дефектами в HF + HNO₃ (1:2) происходит избирательно таким образом, что места вспученности, выдавленные пластинчатыми областями, подвергаются максимальному травлению, на их месте образуются канавки с вертикальными стенками и горизонтальным дном глубиной 400-700 нм и шириной 2-2,5 мкм. Крутизна стенок объясняется наличием сетки дислокаций несоответствия, отделяющих обнаруженные пластинчатые области от другой фазы.

Остаточные внутренние напряжения, имеющиеся в пластине НЛ до ПО, судя по всему, способствуют формированию обнаруженных пластинчатых областей, содержащих фазу с более высоким параметром кристаллической решетки.

1. U. Hempelmann, H. Herrmann, G. Mroczynski // J. Lightwave Techn. 1995. Vol. 13, N 8. P. 1750.
2. K.R. Parameswaran, M. Fujimura et al. // IEEE Photon. Techn. Lett. 2000. Vol. 12 N 6. P. 654.
3. V.A. Fedorov, V.A. Ganshin, Y.N. Korkishko // Phys. Status Solidi A. 1993. Vol. 135. N 2. P. 493.
4. Ю.Н. Коркишко, В.А. Федоров // Кристаллография. 1999. Т. 44. N 2. С. 271.

ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ

Куцова В.З., Носко О.А.

Национальная металлургическая академия Украины, г. Днепропетровск, Украина
root@lks.dp.ua

Температурная зависимость механических, физических, термодинамических, электрофизических свойств, (твердости, коэффициента термического расширения, относительного удлинения, параметра кристаллической решетки, энтальпии, теплоемкости, удельного электросопротивления, времени жизни неосновных носителей заряда) монокристаллов полупроводников кремния, германия, антимонида индия носит монотонный характер [1, 2].

Высокотемпературным рентгеноструктурным анализом в монокристаллах кремния установлены металлизированные фазы с более плотной упаковкой атомов (ОЦК, ГПУ), чем в исходном ковалентном кремнии с ГЦК алмазной решеткой, образовавшиеся при медленном нагреве [3]. Тепловые эффекты, характер изменения теплоемкости, дислокационной структуры и микроструктуры (двойники, границы блоков и зерен) свидетельствуют о сдвиговом механизме фазовых превращений. Легирование сдвигает температуры фазовых превращений в кремнии и изменяет энергию взаимодействия атомов кремния.

Выявлены легирующие элементы, усиливающие межатомное взаимодействие в кристаллической решетке кремния, и, напротив, ослабляющие последнее. Легирующие элементы, усиливающие межатомное взаимодействие в кристаллической решетке кремния, сдвигают интервал низкотемпературного фазового превращения в область более высоких температур, улучшая тем самым термостабильность кремния.

Установлены композиции легирующих элементов, стабилизирующие высокотемпературные фазы (например, Si III ОЦК) при комнатной температуре.

Изучены электрофизические свойства легированных монокристаллов кремния, подвергнутых нагреву до 1000⁰С.

1. Таран Ю.Н., Куцова В.З., Глазов В.М., Регель А.Р. и др. Структурные превращения при нагреве монокристаллического кремния. ФТП., т. 25, в. 4, 1991, с. 588-595.
2. Таран Ю.Н., Куцова В.З., Узлов К.И., Фалькевич Э.С. Фазовые превращения в полупроводниковом кремнии. Известия АН СССР, Неорганические материалы, т.27, №11, 1991.
3. Таран Ю.Н., Куцова В.З., Нестеренко А.М. Влияние температуры нагрева на структуру и свойства кремния. Доклады АН Украины, №4, 1991, с. 76-79.

К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМЕ УПРОЧНЕНИЯ ПРИ «ОПТИМАЛЬНОМ ЛЕГИРОВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ»

Засимчук И.К., Матвиенко Л.Ф., Дехтяр А.И.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев
izas@imp.kiev.ua

Не являющийся общепринятым термин «оптимальное легирование монокристаллов» обозначает введение в исходный металл легирующей добавки в таком количестве, чтобы в процессе выращивания монокристалла при заданных условиях (температурном градиенте и скорости роста) в нем образовывалась стационарная высокоамплитудная ячеистая (ячеисто-волоконистая) структура. Последняя благоприятно влияет на степень структурного совершенства монокристаллов, существенно уменьшая углы разориентировки между субзернами [1 – 3]. В результате оптимального легирования достигается также улучшение ряда свойств монокристаллов, в частности, повышаются их прочностные характеристики. Однако остается неясным, каков вклад ячеистой структуры кристалла в это повышение прочности, а что обусловлено известными механизмами упрочнения кристаллической матрицы атомами легирующей добавки. В единственной работе, посвященной этому вопросу [4], на основании обнаруженной анизотропии высокотемпературной ползучести кристалла с ячеисто-волоконистой структурой сделан вывод о сильном упрочняющем эффекте ячеистых микросегрегаций.

Для решения обозначенного вопроса нами были исследованы прочностные свойства (высокотемпературная ползучесть и микротвердость при комнатной температуре) двух монокристаллов с одинаковым содержанием растворимой легирующей добавки Mo-1%at.Ig, но сильно различающихся по сегрегационной структуре. В кристалле, выращенном с очень низкой скоростью, ячеистые микросегрегации отсутствовали, а в другом, росшем со скоростью, на порядок большей, сформировалась однородная ячеисто-волоконистая структура. Исследовали ползучесть монокристаллических колец при многоточечном приложении нагрузки к внутренней поверхности кольца при $T = 1870\text{K}$ (0,63 от температуры плавления) и окружном напряжении 7 МПа. Оказалось, что большей кратковременной жаропрочностью обладает монокристалл с ячеистой сегрегацией атомов Ig, однако монокристалл с однородным распределением добавки имеет большую длительную жаропрочность. Наблюдаемый эффект связан, по-видимому, с тем, что ползучесть и упрочнение монокристаллов с ячеисто-волоконистым распределением Ig контролируется переползанием краевых компонент дислокаций, а монокристаллов с однородным распределением – вязким скольжением дислокаций.

Результаты измерения микротвердости обнаруживают несколько более высокие значения для случая однородного распределения Ig по сравнению с микронеоднородным – соответственно 390 и 350 кг/мм² – при 185 кг/мм² для нелегированного Mo.

На основании полученных результатов обсуждаются механизмы упрочнения при оптимальном легировании и роль в нем границ ячеистой структуры.

1. Засимчук И.К., Овсиенко В.Е., Фомин А.В. Металлические монокристаллы. М.: Наука, 1976. С51-59.
2. Соснина Е.И. Металлофизика и новейшие технологии. 1999. №7. С.42-51.
3. Засимчук И.К. Металлы. 2001. №1. С.65-76.
4. Дехтяр А.И., Овсиенко Д.Е., Соснина Е.И. Металлофизика и новейшие технологии. 1997. №4. С. 74-82.

КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ОРИЕНТАЦИЯ ВЫТЯНУТЫХ ЯЧЕЕК В ОЦК – КРИСТАЛЛАХ

Засимчук И.К., Матвиенко Л.Ф.

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев
izas@imp.kiev.ua

Известно, что направленная кристаллизация сплавов, даже весьма разбавленных, к которым относятся металлы реальной чистоты, сопровождается обычно возникновением ячеистой или дендритной морфологии фронта кристаллизации и соответствующего этой морфологии микросегрегационного профиля в объеме кристалла. Микросегрегация влияет на механические и физические свойства кристаллов, как непосредственно, так и в результате воздействия на формирование в нем ростовой дислокационной структуры. Кроме связанного с этим влиянием утилитарного интереса, проблема неустойчивости плоской межфазной границы и последующей ее реорганизации в периодическую структуру ячеек (дендритов) представляет собой общий интерес для ряда областей физики, химии и биологии. Этим определяется непрерывающийся поток публикаций по проблеме вот уже в течение столетия.

Предлагаемая работа относится к исследованию ориентационно-кристаллографического аспекта формирования ячеистых структур. Экспериментально изучалась кристаллографическая ориентация границ так называемых вытянутых ячеек в монокристаллах молибдена, легированного вольфрамом. Для ОЦК кристаллов, к которым относится Мо, в отличие от ГЦК и ГПУ кристаллов, подобные экспериментальные данные отсутствуют. Между тем, сопоставление соответствующих данных для ОЦК и ГЦК решеток дает возможность сделать некоторые выводы относительно механизма образования вытянутых ячеек. Эта, одна из начальных ячеистых форм, возникает при направлениях кристаллизации, отклоняющихся от оси симметрии максимального порядка кубических кристаллов $\langle 100 \rangle$, и при относительно небольших отклонениях от предельного состояния устойчивости плоской границы.

Монокристаллы выращивали методом электронно-лучевой зонной плавки в направлении $\langle 110 \rangle$ при соотношении концентрации W и скорости роста, задаваемом на основании предварительной теоретической оценки таким образом, чтобы достигалась нужная морфология ячеек. Последняя фиксировалась как микросегрегационная структура в поперечных и продольных сечениях кристалла методами рентгеновской дифракционной топографии и микроанализа в рентгеновских лучах.

Установлено, что границы ячеек совпадают (в макромасштабе) с продольными плоскостями $\{100\}$, как и в случае ГЦК кристаллов. В ОЦК кристаллах, в отличие от ГЦК, плоскости (100) и (111), близкие к поверхностям раздела между ячейкой и расплавом, не являются наиболее плотно упакованными. Поэтому полученный результат не может быть объяснен в рамках распространенных представлений о тенденции к формированию межфазной границы с минимальной поверхностной энергией и к выходу на поверхность ячеистых выступов медленно растущих плотно упакованных кристаллографических граней. Обсуждаемый результат согласуется с предположением, что формирование вытянутых ячеек связано с нестационарностью роста ячеек при несовпадении направления преимущественного роста $[100]$ с направлением теплоотвода [1].

1. Федоров О.П., Живолуб Е.Л. Кристаллография. 1998. **43**, №5. С.931.

LAGRANGIAN ANALYSIS AND VARIATIONAL PRINCIPLES OF GRAIN BOUNDARY DIFFUSION CREEP IN MONOPHASE POLYCRYSTALS

Wheeler J.¹, Yashnikov V.P.²

¹ *Department of Earth Sciences, Liverpool University, Liverpool, UK*

² *Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences,
Moscow District, 142432 Chernogolovka, Russia*

yashnik@isspl.issp.ac.ru

Analysis of *grain structure evolution* during Coble creep even in mono-phase materials finds difficulties of conceptual character since *variational principles of continuum mechanics* are not applicable directly to the situation. Finite deformations of a polycrystalline aggregate during steady-state Coble creep has been achieved by *compatible changes* of grain shapes in the real time, thus the process may be interpreted as a temporal evolution of the topologically complicated, multiply-connected geometrical surface (*a morphology* in the three-dimensional space) formed by grain boundaries and their lines of three-junctions. Observable changes of grain shapes by Coble creep have been realized due to diffusion mass transfer in extremely thin layers along grain boundaries, free surfaces and three-junction lines, thus one can expect that the whole multiply-connected interface considered together with free surface of grain system under analysis is a correct infinite-dimensional lagrangian variable of the problem.

By calculus of variations approach to modelling steady-state Coble creep a sufficiently rich variety of *virtual morphologies* as well as sufficiently rich variety of *virtual morphological evolutions* should be introduced into consideration together with *observable initial morphologies* and *observable morphological evolution*. For any initial morphology we introduce into consideration all possible morphologies belonging to the same topological class as initial one. An arbitrary point of the *lagrangian morphological manifold* is defined as morphology of the same topological class together with a fixed grain-to-grain correspondence identifying morphology under consideration and the initial one.

Different methods to introduce distance between any two morphologies are described. The related representation of grain shapes by positive functions on the sphere is used as well as the mean square metric in the class of real square integrable functions. Lagrangian manifold of morphologies can be imbedded by this method into direct sum of Hilbert spaces of square-integrable functions on the sphere. *Tangent space* at each point of morphological variety is constructed. Continuous and differentiable paths are introduced as relevant geometric models of *virtual morphological evolution* by the Coble creep and the global velocity of morphological evolution by Coble creep is defined at any moment of evolution as the related tangent vector to evolution trajectory.

A generalized lagrangian functional for Coble creep is constructed as a functional depending both on variable point of the morphological manifold and on variable tangent vector modelling global velocity of morphological changes during any virtual evolution. It is shown that extremals of the related *functional of lagrangian action*, defined on virtual morphological trajectories are true trajectories of grain aggregate evolving by Coble creep. Methods to take in account dissipation of energy during Coble creep, using the related thermodynamical variational principle, are discussed to conclusion.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ПОТОКА ФОТОНОВ НА СВОЙСТВА ФОЛЬГИ Ni-Cu

Колотов А. А., Гильмутдинов Ф. З., Баянкин В.Я.

Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия
less@fti.udm.ru

Известно, что интенсивные энергетические воздействия на металлы (например, ионное или лазерное облучение) приводят к созданию сильно неравновесных дефектных структур, причем, изменение свойств затрагивает слои, толщина которых существенно превышает ожидаемый – подобное явление получило название «эффекта дальнего действия» (ЭД). Попыткам объяснения данного феномена посвящено большое количество как теоретических, так и экспериментальных работ. По одной из наиболее признанных теорий, в основе механизма, реализующего проявления ЭД, является возбуждение упругих волн ионным пучком и их взаимодействие с системой протяженных дефектов, в частности, с примесно-дефектными кластерами и дислокациями, особенно в материалах с высокой концентрацией последних. Однако в дальнейшем было показано, что ЭД проявляется не только в случаях высокоинтенсивного облучения, но и при использовании небольших интенсивностей и доз излучения, например, при облучении потоками фотонов. В данном случае ЭД проявляется только в материалах, имеющих изначально неравновесную структуру (в частности, плотность дислокаций прокатанных фольг может достигать значений 10^{10} см^{-2}).

В соответствии с вышесказанным, целью настоящей работы является изучение влияния низкоэнергетического облучения потоками фотонов на свойства металлических фольг.

В качестве объектов исследования использовались прокатанные фольги 40%Ni-60%Cu толщиной 30 мкм. Облучение образцов производилось галогенными лампами мощностью 100 Вт и 200 Вт на воздухе при фиксированном расстоянии от лампы до образца $R = 70$ мм. Микротвердость (H) измерялась на приборе ПМТ-3 (нагрузка на индентор 20 г). Распределение компонентов по глубине поверхностных слоев до и после облучения исследовалось методом вторичной ионной масс-спектрометрии на масс-спектрометре MS-7201M с использованием распыления поверхности ионами аргона с энергией 4,5 кэВ при плотности тока 20 мкА/см^2 (расчетная скорость распыления составляла 3 нм/мин).

Исследование дозовой зависимости изменения микротвердости в широком интервале показало различный характер поведения H на облученной и необлученной сторонах. H изменяется немонотонным образом, эти изменения носят знакопеременный характер, а при больших дозах стремятся к нулю. Данный эффект может быть обусловлен сильной неравновесностью структуры материала, полученной вследствие прокатки металла. Через несколько часов после облучения значения H возвращаются к исходным. В результате облучения в поверхностных слоях происходят изменения структуры, которые сопровождаются перераспределением элементов на поверхности, о чем свидетельствуют результаты ВИМС. Исследование фольги, отожженной в вакуумной печи, показало отсутствие эффекта. Основываясь на полученных результатах, а также используя литературные данные, обсуждаются механизмы наблюдаемых явлений.

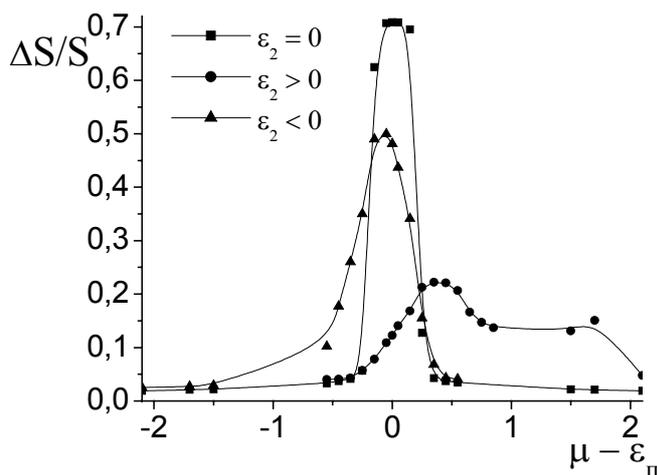
Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект № 02-02-16670)

ДОЛЯ ПАР ИНВЕРСНО НАСЕЛЕННЫХ СОСТОЯНИЙ ЭЛЕКТРОНОВ В ОПТИМАЛЬНОМ ДЛЯ ГЕНЕРАЦИИ ВОЛН ИНТЕРВАЛЕ ЭНЕРГИЙ

Скорикова Н.А., Чащина В.Г., Кащенко М.П.

*Уральский государственный лесотехнический университет,
Екатеринбург, Россия*
mpk@usfea.ru

В волновой модели роста кристалла мартенсита [1], типа ГЦК – ОЦК ($\gamma - \alpha$), центральную роль играет механизм генерации волн смещения атомов неравновесными $3d$ – электронами. Ключевым параметром является число пар R_{ef} инверсно населенных электронных состояний, способных эффективно участвовать в генерации фононов. В данной работе для оценок используется случай энергетического спектра электронов в приближении сильной связи для кристаллов с ОЦК решеткой: $\varepsilon(\mathbf{k}) = \varepsilon_0 - 16\varepsilon_1 \cos \eta_1 \cos \eta_2 \cos \eta_3 + 2\varepsilon_2 \sum_i \cos 2\eta_i$, где ε_0 – атомный энергетический уровень, а ε_1 и ε_2 – параметры, характеризующие взаимодействие с первыми и вторыми соседями (при оценках полагали $\varepsilon_1 = 0,15625\text{эВ}$, а $\varepsilon_2 = \pm 0,125\text{эВ}$), $\eta_i = ak_i/2$, a – постоянная решетки, $i = 1,2,3$. Аналитический вид спектра $\varepsilon(\mathbf{k})$ позволяет установить поле скоростей $\mathbf{v}(\mathbf{k}) = \nabla \varepsilon_{\mathbf{k}}$, затем найти s – поверхности, разделяющие в \mathbf{k} – пространстве пары инверсно населенных электронных состояний. Приводятся результаты расчетов долей площадей s – поверхностей $\Delta S/S$, равных R_{ef}/R . Здесь R – число пар состояний, ассоциированных с поверхностью s , а R_{ef} – число пар состояний, энергии ε которых находятся в интервале значений отклонений $\Delta = 0,2\text{эВ}$ от уровня Ферми μ . Расчет проводится для трех направлений градиента химического потенциала $\nabla \mu$ электронов (вдоль осей симметрии $[001]$, $[110]$ и $[111]$) при различных значениях μ внутри зоны. На рисунке



приведено распределение $\Delta S/S$ в зависимости от положения μ по отношению к энергии пика $\varepsilon_{\text{п}}$ плотности состояний для случая $\nabla \mu \parallel [001]$. Влияние вторых соседей сопровождается снижением максимального значения $\Delta S/S$ и его смещением: $\mu - \varepsilon_{\text{п}} = -0,05\text{эВ}$ при $\varepsilon_2 < 0$ и $\mu - \varepsilon_{\text{п}} = 0,45\text{эВ}$ при $\varepsilon_2 > 0$. Кроме того, величина снижения при $\varepsilon_2 < 0$ существенно меньше, чем в случае $\varepsilon_2 > 0$. Эти особенности связаны с несимметричным относительно $\mu - \varepsilon_{\text{п}} = 0$ изменением формы пика плотности состояний, а также с выгибанием плоских листов s – поверхности при учете ε_2 (при $\varepsilon_2 > 0$ листы выгибаются внутрь зоны Бриллюэна, а при $\varepsilon_2 < 0$ к ее граням).

[1] М.П. Кащенко, Волновая модель роста мартенсита при $\gamma - \alpha$ превращении в сплавах на основе железа, Наука (1993).

ОБ ОПРЕДЕЛЯЮЩЕЙ РОЛИ МИКРОПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ В НЕОРГАНИЧЕСКИХ И ОРГАНИЧЕСКИХ СТРУКТУРАХ

Кисель В.П.

Институт физики твердого тела РАН, 142 432 Черноголовка, Россия

kisel@issp.ac.ru

Недавние работы [1-3] показали, что любые структурные или физико-химические превращения в твердых телах, жидкостях, расплавах, газах и биологических тканях (БТ) при воздействии активных веществ, росте – размножении клеток БТ, ферментации – денатурации белков, изменении давления, температуры и концентрации примесной фазы (включая полимодальную концентрационную зависимость влияния химически активных веществ при обычных и сверхмалых дозах), кристаллизации из расплава или аморфного состояния, облучении или деформации любой природы, дроблении-агломерации фаз, окислении – восстановлении, адсорбции – десорбции, электрохимическом осаждении – растворении, диффузии и проводимости, освещении и электромагнитном облучении, мартенситных и структурных превращениях и т.д. определяются механизмами микропластической деформации (ММД) на границах фаз. Любые реальные вещества, включая БТ (ДНК, РНК, клетки), твердые растворы, стекла, жидкости (расплавы, вода и т.д.), газы исходно содержат кластеры или микровключения других фаз, химически и структурно отличающиеся от матрицы. Напряжения на границах различных структур, возникающих из-за несоответствия фаз, а также внешние воздействия стимулируют рост или растворение фаз за счет их пластической (структурной) деформации [1-3]. Наглядной, но с некоторыми ограничениями, иллюстрацией этих и обсуждаемых ниже процессов является облегченная деформация свежевыпавших снежинок, способствующая их слипанию и примерзанию к лыжам при повышенных температурах, что сильно затрудняет скольжение последних. Упрочнение снега за счет понижения температуры или предварительной деформации, устранение воды с кластерами-зародышами льда [3] с поверхности лыж практически полностью препятствуют налипанию снега и обеспечивают их легкое скольжение. Такие же фазовые перестройки (структурирование матриц) происходят и при изменениях температуры, давления, скорости течения, концентрации новых фаз, определенной преддеформации различного происхождения в твердых телах (при отжиге, сверхпластичности, зернограничном проскальзывании и т.д.), растворах, расплавах и реологических жидкостях, газах (включая сверхтекучесть) [3], формировании и протекании (скольжении) в них ионного и электронного токов (включая сверхпроводимость органических и неорганических структур)[1], когда заряд и деформированную вокруг него область матрицы можно уподобить свежевыпавшей снежинке. Важнейшими проявлениями контролирующей роли механического упрочнения – разупрочнения в структурных фазовых переходах являются формирование и рост концентрации делокализованных носителей заряда (например, электронов или вакансий), благодаря оборванным связям в твердых телах [1,3,4], БТ (аминокислотах, пептидах, белковых препаратах, росте и размножении клеток БТ и т.д.) [5,6]. Другим важнейшим подтверждением такого подхода является исключительное сходство спектров ЭПР и динамики развития их тонкой структуры в растущей культуре клеток дрожжей *Saccharomyces cerevisiae* [6] и в деформационном разупрочнении кристаллов NaCl с примесью Eu при магнитопластическом эффекте (МПЭ) [4]. Примечательно также, что спектр разупрочнения кристаллов NaCl с примесями Eu, Са практически полностью совпадает со спектром ЭПР при МПЭ, при этом g-факторы пиков разупрочнения дискретно уменьшаются с ростом постоянного поля В [4], как это и должно быть при движении дислокаций со ступеньками, сопровождающемся дискретным снижением высоты двойного поперечного скольжения дислокаций и соответст-

вующим рождением кластеров вакансий все меньшего размера в виде тривакансий, бивакансий, вакансий и их смесей при развитии деформации кристаллов [7]. Это согласуется и с решающей ролью типичного деформационного упрочнения – разупрочнения не только разных материалов [1], но и различного типа решеток в проводимости веществ, включая магнитные вихревые решетки в сверхпроводниках II рода, о чем свидетельствуют исследования влияния температуры и магнитного поля B на возникновение и разрушение сверхпроводимости в MgB_2 [8]. Важно подчеркнуть, что описание проводимости с помощью упрочнения матрицы вокруг электронов соответствует усилению фонон – фононного взаимодействия электронов в БКШ теории сверхпроводимости, поскольку фононные механизмы напрямую связаны с деформацией матрицы [7].

1. Kisel V.P., preprint cond-mat/0009246 at <http://xxx.lanl.gov> (2000); XXXII Всеросс. совещ. по физ. низких темп., Казань, 3-6.10.2000. Тез. докл. LTr24, с.112-113; SCp64, с. 167-168.
2. Кисель В.П. В сб.: Всеросс. конф. ”Дефекты структуры и прочность кристаллов“, Черноголовка, РАН, 4-7.06.2002, с. 29.
3. Кисель В.П. В сб.: “Нетрадиционные природные ресурсы, инновационные технологии и продукты”. Сб. научных трудов. Вып. 10. М., РАЕН, 2003, с. 183-196.
4. Головин Ю.И., Моргунов Р.Б., Иванов В.Е., Дмитриевский А.А. ЖЭТФ, 1999, т. 117, No 6, с. 1080-1093.
5. Блюменфельд Л.А., Калмансон А.Э. ДАН СССР, 1957, т. 117, No 1, с. 72-74.
6. Самойлова О.П., Цапин А.И., Блюменфельд Л.А. Биофизика, 1995, т. 40, вып. 2, с. 383-388.
7. Kissel N.S. and Kisel V.P. Mater. Sci. Eng. A, 2001, v. 309-310, p. 97-101.
8. Kisel V.P. and Barkov T.L., preprint cond-mat/004.... at <http://xxx.lanl.gov> (2004) -в печати.

УПРУГИЕ КОЛЕБАНИЯ В КРИСТАЛЛЕ С ДИСЛОКАЦИЯМИ

Гашевский В.А.

Технологический Факультет Окружного Университета имени Францисго Хосе де Кальдас, Исследовательский Центр Университета имени Антонио Нариньо Богота, Колумбия
vgachevs@uniandes.edu.co

Результаты исследования влияния деформаций, связанных с одиночной дислокацией, на спектр упругих колебаний, как упругого континуума, так и кристаллического материала приведены во многих работах [1, 2, 3]. Работа [4] относится к колебаниям упругого континуума с дислокациями, распределенными во всем объеме.

В предлагаемой работе рассчитаны спектры колебаний кристаллического материала в полях упругих напряжений групп дислокаций, таких как дислокационный ряд и равномерное распределение дислокаций в объеме кристалла. Спектры дискретны. Уровни энергии зависят от плотности дислокаций.

Приведено сравнение полученных результатов с соответствующими спектрами колебаний упругого континуума.

1. Lifshitz I.M., Kosevich A.M. The dynamics of a crystal lattice with defects // Rept. Progr. Phys., Vol.29. Pt. I. 1966. P.217 - 254.
2. Дубровский И.М., Ковалев А.С. Локальные колебания в кристалле, связанные с прямолинейной винтовой дислокацией // Физика низких температур. 1976. Т.2. Вып.11. С.1483 – 1489.
3. Лифшиц И.М., Пушкарлов Х.И. Локализованные возбуждения в кристаллах с дислокациями // Письма в ЖЭТФ. 1970. Т.11. С.456 – 459.
4. Gachevski V. Vibrations in Elastic Continuum with Uniform Distribution of Dislocations // Phys. Stat. Sol.(b). 2000. Vol.220. N° 1. P.765 - 768.

СДВИГОВАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г.

Томский государственный университет, г. Томск, Россия

skrp@mail.tomsknet.ru

Прочностные свойства субмикрокристаллических и нанокристаллических титановых сплавов при интенсивном импульсном нагружении изучены слабо. Имеющиеся частные экспериментальные данные указывают на аномалии в закономерностях высокоскоростной деформации титановых сплавов ВТ-1 с размерами зерна, меньшими 300 нм.

В данной работе представлены результаты теоретического исследования механического поведения α титановых сплавов с субмикронными размерами зерна во фронте ударных волн с амплитудами от 2 до 20 ГПа.

Для описания механического поведения материала при численном моделировании распространения плоских ударных волн предложена модель, учитывающая кинетику пластической деформации за счет дислокационных механизмов, двойникования, зернограничного скольжения и мартенситных фазовых превращений $\alpha \rightarrow \omega$ [1].

Результаты моделирования показали, что высокоскоростная пластическая деформация субмикрокристаллического сплава ВТ-1 обеспечивается, главным образом, механизмами двойникования и зернограничного проскальзывания.

Относительно низкие значения пределов Гюгонио и сдвиговой прочности сплава с субмикрокристаллической структурой во фронте ударной волны могут быть обусловлены зернограничным проскальзыванием. Зернограничное проскальзывание на начальных стадиях пластической деформации способствует зарождению полос микролокализации, что приводит к снижению сдвиговой прочности сплава во фронте ударной волны.

Результаты моделирования подтверждают ранее высказанное предположение, что сдвиговая прочность субмикрокристаллических и нанокристаллических титановых сплавов в диапазоне интенсивности динамического нагружения до 20 ГПа зависит от относительного объема межкристаллитной фазы и размеров зерна [2].

1. Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г. // Вещества, материалы при интенсивных динамических воздействиях. Труды Международной конференции V Харитоновские тематические научные чтения, 17 - 21 марта 2003, г. Саров. Саров: изд-во РФЯЦ ВНИИ ЭФ. С.21-25.
2. Skripnyak E. G., Skripnyak V. A ., and Zhukova T.V Modeling of Mechanical Behavior of Submicrocrystalline and nanocrystalline materials at high strain rates // Abstracts of 13th International Workshop on Computational Mechanics of Materials (IWCMM13), Universität Magdeburg, Germany, September 22-23, 2003. P. 63-64.

ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В H:Ti:LiNbO₃ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЯХ

Шевцов Д.И., Азанова И.С., Тайсин И.Ф., Волынцев А.Б.

Пермский государственный университет, Пермь, Россия
root@ppk.perm.ru

Формирование протонообменных титано–диффузных волноводов (H:Ti:LiNbO₃) на подложках монокристаллического ниобата лития (LiNbO₃) представляет особый интерес, поскольку такие волноводные слои и каналы могут поддерживать распространение света только одной поляризации и обладают стабильностью показателя преломления [1], что весьма существенно при изготовлении ряда элементов интегральной оптики. Исследование механизмов изменения Δn_e волноводного слоя H:Ti:LiNbO₃ [2] показало, что полное Δn_e не является суммой Δn_e индуцированных легированием H и Ti в отдельности. Однако анализ деформаций кристаллической структуры монокристаллических гибридных H:Ti:LiNbO₃ слоев не был проведен. Цель настоящего исследования — определение деформации решетки ϵ методом дифракционного структурного анализа от глубины H:Ti:LiNbO₃ слоев с различной концентрацией протонов и сопоставление с профилем приращения показателя преломления, определенного методом призмного ввода оптического излучения.

Оказалось, что присутствие титана существенно меняет характер деформаций кристаллической решетки ниобата лития при протонировании. В частности, было обнаружено, что при низкой концентрации протонов образуются гибридные H:Ti:LiNbO₃ слои с деформацией решетки $\epsilon > 0$, что выполняется для всех обнаруженных ранее фаз протонообменных слоев [3], но при этом менее деформированные, чем протонообменные слои. А при достаточно высокой концентрации протонов может образоваться гибридный волноводный слой с $\epsilon < 0$, причем существенно более деформированный, чем присутствующий гибридный слой с гауссовым распределением деформации по глубине. Протонообменные слои с $\epsilon < 0$ ранее были получены только в системе MgO:LiNbO₃ [4].

1. Д.И. Шевцов и др., Конд. Среды и Межфазные Границы, **4**, 350 (2002)
2. V.V. Atuchin at al., J. Appl. Phys. **78**, 6936 (1995).
3. Ю.Н. Коркишко, В.А. Федоров, Кристаллография, **44**, 271 (1999).
4. Y. Korkishko at al., Proceedings EСЮ, **1**, 245 (2003)

ВЛИЯНИЕ ПОРОГОВОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ОБЪЕМНУЮ УПРУГУЮ ЭНЕРГИЮ ДВОЙНИКА И ПОВЕРХНОСТНУЮ ЭНЕРГИЮ ДВОЙНИКОВОЙ ГРАНИЦЫ

Пинчук А.И., Шаврей С.Д.

Мозырский государственный педагогический университет, г. Мозырь, Беларусь,
apinchook@tut.by

Ранее нами было обнаружено, что магнитоэластический эффект (МПЭ) в кристаллах висмута, заключающийся в уменьшении длины клиновидных двойников у отпечатка индентора на плоскости (111) при одновременном приложении постоянного магнитного поля (МП) и сосредоточенной нагрузки, наблюдается по достижению порогового значения индукции МП в 0.2 Тл. В связи с этим представляет интерес выяснить

вопрос о том, как влияет МП на объемную упругую энергию, запасенную двойниками, и поверхностную энергию межфазной границы раздела двойник-материнский кристалл.

Вокруг двойника в кристалле возникают упругие деформации порядка sh/L , где h – ширина клиновидного двойника у устья, L – его длина, s – множитель, равный 0.694. Размеры области, в которой локализована объемная упругая энергия, принимались равными объему двойника. Удельная поверхностная энергия двойниковой границы оценивалась как произведение модуля сдвига G на параметр решетки a кристалла висмута. Форму двойниковых прослоек, возникающих при точечном нагружении, можно аппроксимировать линзой. Объем двойника V_{tw} будет равен половине объема шарового сегмента. Принималось, что радиус основания сегмента равен L . Площадь границ раздела двойник-матрица S_{tw} находилась как половина площади шарового сегмента.

С учетом сказанного выше, объемная упругая энергия W и поверхностная энергия двойниковой границы E находились по формулам $W = \frac{G(sh)^2}{2L^2} V_{tw}$, $E = GaS_{tw}$.

Получено, что при достижении магнитного порога МПЭ (индукция МП $B \approx 0.2$ Т), поверхностная энергия двойниковой границы E испытывала скачкообразное уменьшение, в то время как объемная упругая энергия W оставалась постоянной в пределах экспериментальной погрешности. По-видимому, приложение МП с индукцией выше порогового значения отключает магниточувствительные (парамагнитные) стопоры. В результате разблокированная двойниковая граница перемещается таким образом, что двойник приобретает термодинамически равновесную длину. Последнее приводит к уменьшению площади межфазной границы двойник-материнский кристалл, и, как следствие, к уменьшению ее поверхностной энергии.

О ТЕРМОДИНАМИКЕ И КИНЕТИКЕ МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДОВ В УДАРНО-НАГРУЖЕННЫХ МЕТАЛЛАХ

Наймак О.Б.

Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь, Россия

naimark@icmm.ru

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

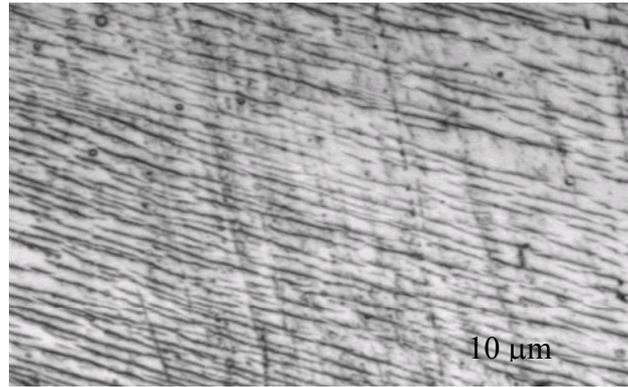


Рис.1. Распределение микроскопических сдвигов в зерне в поперечном сечении пластины в направлении распространения волны (слева направо).

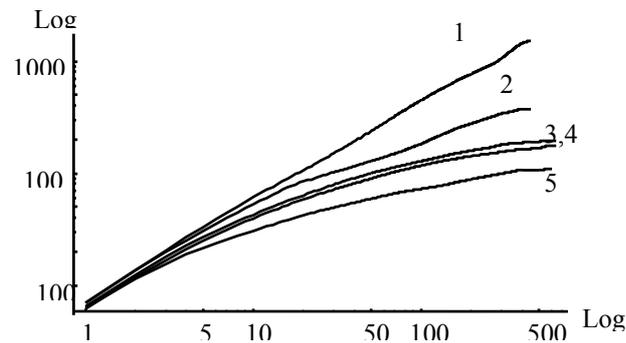


Рис.2. Логарифмическая зависимость корреляционной функции $K(r)$ распределения микроскопических сдвигов: 1,2 – в ударно-нагруженной пластине; 3,4 – при квазистатической деформации сдвига; 5 – в ненагруженном отожженном образце.

Развитие пластических сдвигов в терминах выше введенных переменных (тензор плотности дефектов - по смыслу совпадающий с деформацией, индуцированной дефектами, и структурного параметра скейлинга) рассматривается как метастабильный ориентационный и масштабные переходы). Установлена связь указанных переходов с активационной кинетикой типа Аррениуса для низких скоростей деформации и степенной кинетикой для скоростей деформации, превышающих 10^4 c^{-1} . Степенной закон является следствием автомодельной кинетики для структурного параметра скейлинга. Моделирование кинетики деформации показало важность эффектов нелокальности, обусловленных дальнедействием взаимодействия в ансамбле дефектов, что приводит к «диффузионной» динамике распространения пластических фронтов. Структурный скейлинг был исследован в [2] с использованием интерферометра-профилометра New View (вертикальное разрешение от 1нм) на образцах меди, подвергнутых квазистатическому и ударно-волновому нагружению (Рис.1,2). Переход к степенному закону пространственного скейлинга в ансамбле микросдвигов подтверждает вывод о роли автомодельных эффектов мезоскопической природы, контролирующей кинетику пластических сдвигов при высоких скоростях деформации.

1. О.В. Naimark, Defect-Induced Transitions as Mechanisms of Plasticity and Failure in Multifield Continua, In: Advances in Multifield Theories for Continua with Substructure, Birkhauser Boston (Eds. G. Capriz and P. Mariano), 2003, pp. 75-115.
2. Баяндин Ю.В., Леонтьев В.А., Михайлов Е.В., Наймарк Д.О., Савиных А.С, Скакун С.Н., Экспериментальное исследование волновых фронтов и структурного скейлинга в меди после ударно-волнового нагружения, Физическая мезомеханика (в печати).

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ НА НАЧАЛЬНЫХ ЭТАПАХ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ

Викарчук А.А., Воленко А.П., Тюрков М.Н., Довженко О.А.

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

При трехмерном зародышеобразовании, которое имеет место на подложках с малой адгезией, рост кристаллов представляет собой сложный процесс фазового превращения в условиях тепло- и массообмена. Электронно-микроскопические исследования показывают, что рост кристаллов на таких подложках всегда начинается из сферических или полусферических островков роста, имеющих некристаллическое строение. При достижении некоторого критического размера (0,5-1,5 μm) они приобретают огранку. В зависимости от типа подложки и условий электролиза из островков могут образовываться обычные ГЦК-кристаллы, кристаллы с одной осью (в виде диска, пятигранных призм, усов, трубок, «шайб» и «гаек») или шестью осями (в виде бакибол, звездчатых многогранников, «ежей») симметрии пятого порядка, а также сферолиты и дендриты. При рассмотрении кинетики начального этапа роста кристаллов из трехмерных зародышей на подложках с малой адгезией необходимо учитывать не только массообмен, но и выделение тепла при электроосаждении, а также теплообмен с электролитом, подложкой и внутренней областью островка роста, причем процесс теплообмена может принципиально изменить процесс электрокристаллизации. Из-за большой теплопроводности и малой удельной теплоемкости в большинстве случаев преобладает отвод тепла в подложку. Причем кристаллизация островка может начинаться из центра островка роста или с его поверхности. Учитывая, что медь имеет молярную теплоту испарения ($r = 3,2$ эВ/атом) в 24 раза большую, чем молярная теплота плавления ($q = 0,136$ эВ/атом), то из решения уравнения теплового баланса вытекает, что температура островка при малых его размерах резко возрастает, и может достигать, в зависимости от условий теплообмена островка с подложкой, температуры плавления. В дальнейшем с увеличением размеров островка имеет место резкое падение температуры, что приводит не только к кристаллизации, но и к сохранению в кристаллах дефектов структуры («закалке»). Если в процессе роста островка в момент достижения в нем максимальной температуры электролиз прекратить, то в «закаленном» островке можно сохранить даже аморфную структуру. Расчеты показали, что для периферийной части растущего кристалла работа, затраченная на создание дефектов, резко снижается уже при малых размерах кристалла. В этом случае возможно образование пентагональных кристаллов, содержащих в центре частичную дисклинацию с обрывающимися на ней двойниковыми границами. Исследования показывают, что многообразие форм кристаллов, образующихся при электрокристаллизации меди, особенности их роста, направления развития в них дефектной структуры определяются процессами теплообмена, происходящими в островках размером от 0,1 до 1 мкм и имеющих некристаллическое строение.

КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА НЕКОТОРЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Бречко Т.М.

Варминско-мазурский университет в Ольштыне, Польша
teodor.breczko@uwm.edu.pl

В настоящее время актуальной проблемой является разработка многофункциональных материалов, в которых используются пьезоэффект, магнитострикция и память формы. Достижимые обратимые деформации за счет этих эффектов следующие: пьезоэффект $\sim 10^{-2}$; магнитострикция $\sim 10^{-3}$; память формы $\sim 10^{-1}$. Появляются также сообщения о том, что обратимая деформация, вызванная магнитострикцией, в некоторых случаях такого же порядка, что и при использовании эффекта памяти формы.

В настоящей работе представлены результаты исследований кристаллизации сплава с памятью формы $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и влияния магнитного поля малой напряженности на структуру ферромагнетика $Ni_{2.16}Mn_{0.84}Ga$ с памятью формы и магнитострикцией.

Легированный медью сплав на основе никелида титана обладает эффектом памяти формы, и его кристаллическая структура, в основном, изучена. В работе представлены результаты исследования изменения структуры этого сплава в процессе кристаллизации из аморфного состояния. Экспериментальные результаты показывают, что в этом случае образуется мартенсит B19 и B19' и интерметаллические соединения Ti_3Cu и $TiCu$. Эти результаты получены при комнатной температуре, близкой к температуре мартенситного превращения.

Второй исследуемый сплав принадлежит к ферромагнетикам, обнаруживающим память формы и сверхупругость. Эти эффекты в сплавах этого типа управляются магнитным полем, что в значительной мере расширяет возможности их применений. В результате исследований установлено, что изменение напряженности магнитного поля, действующего на сплав, в пределах от 0 до 250 мТл изменяет симметрию кристаллической решетки.

В исследуемых сплавах определяли также параметры тонкой структуры.

НЕРАВНОВЕСНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СИСТЕМЕ ЛЕД-ВОДА

Шибков А.А., Желтов М.А., Казаков А.А., Леонов А.А.

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

Исследование динамики неравновесных фазовых переходов в диссипативных системах важно для получения и контроля новых структур в сильно неравновесных условиях. Классическими примерами таких переходов является спонтанное образование конвективных ячеек Релея–Бенара, автоколебаний и автоволн при химических реакциях Белоусова–Жаботинского, осцилляций напряженности электрического поля в диоде Гана, возникновения снежинок различной формы из переохлажденного пара, причудливых фигур плавления сильно перегретого льда («цветы» Тиндаля) и т.д. В докладе представлены оригинальные результаты исследования неравновесных форм роста льда

в переохлажденной воде. Дана полная классификация кинетических (неравновесных) морфологических переходов между евклидовыми и фрактальными формами роста льда в области переохлаждений $0.1 < \Delta T < 30\text{K}$, соответствующей гетерогенному механизму зарождения льда в воде при атмосферном давлении. Обсуждаются механизмы неустойчивости фазовой границы кристалл-расплав при различных уровнях переохлаждения, ответственных за формирование разветвленных фрактальных структур неравновесного роста (дендритов, игольчатых веток, водорослеподобной структуры и др.). Результаты работы могут быть использованы для создания материалов с заданной биографической структурой, в частности, поликристаллов с контролируемым размером и формой зерна, а также прогнозирования поведения материалов в сильно неравновесных условиях.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-16143) и Минобразования РФ (грант № E02-3.4-113)

1. Шибков А.А., Желтов М.А., Королев А.А., Леонов А.А. // ДАН. 2003. Т. 389. № 4. С. 497-500.
2. Shibkov A.A., Golovin Yu.L., Zheltov M.A., Korolev A.A., Leonov A.A. // Physica A. 2003. V. 319. P. 65-79.
3. Шибков А.А., Головин Ю.И., Желтов М.А., Королев А.А., Леонов А.А. // Материаловедение. 2002. № 11 С. 15-21.

ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА РОСТ ЛЬДА В ПЕРЕОХЛАЖДЕННЫХ ВОДНЫХ РАСТВОРАХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ

Шибков А.А., Желтов М.А., Казаков А.А., Леонов А.А.

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

Ранее авторы экспериментально получили полную морфологическую диаграмму неравновесных форм роста льда в области переохлаждений бидистиллированной воды, соответствующей гетерогенному механизму зарождения льда при атмосферном давлении [1,2]. В докладе представлены результаты исследования влияния внешнего электрического поля на морфологическую диаграмму неравновесных форм роста льда в пресной и морской воде, а также некоторых водных растворах электролитов. Установлено, что внешнее неоднородное электростатическое поле с градиентом модуля напряженности $1-10 \text{ кВ/см}^2$ оказывает существенное влияние на морфологическую диаграмму водных растворов NaCl и морской воды. Кроме того, внешнее электрическое поле уменьшает (на 1-2 порядка в зависимости от исходного переохлаждения) время ожидания появления критических зародышей, что приводит к эффекту «электрозамерзания» - спонтанному зарождению кристаллов новой формы и их ориентации внешним полем. Обсуждаются механизмы влияния электростатического поля на термодинамику и кинетику кристаллизации. Результаты работы могут быть использованы для разработки технологии управления ростом кристалла из расплава внешним электромагнитным полем.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-16143) и Минобразования РФ (грант № E02-3.4-113)

4. Шибков А.А., Желтов М.А., Королев А.А., Леонов А.А. // ДАН. 2003. Т. 389. № 4. С. 497-500.
5. Shibkov A.A., Golovin Yu.L., Zheltov M.A., Korolev A.A., Leonov A.A. // Physica A. 2003. V. 319. P. 65-79.

ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ КИНЕТИКИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЛЬДА ПО СОБСТВЕННОМУ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМУ ИЗЛУЧЕНИЮ

Шибков А.А., Желтов М.А., Скворцов В.В., Кольцов Р.Ю., Шуклинов А.В.

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

Обнаружено, что одноосное сжатие моно- и поликристаллического льда сопровождается генерированием сигнала электромагнитной эмиссии (ЭМЭ). Установлено, что импульсы ЭМЭ с длительностью фронта $\sim 1-300$ мс (импульсы I типа) обусловлены зарождением и распространением дислокационных полос скольжения, а импульсы с длительностью фронта $\sim 1-100$ мкс (импульсы II типа) связаны с эволюцией микро- и макротрещин. Установлено, что длительность переднего фронта импульсов I типа зависит от размера зерна и может использоваться для его количественной оценки. Показано, что путем суммирования амплитуд сигналов ЭМЭ I и II типа можно восстанавливать кривую пластической деформации и разрушения льда. На основе статистического анализа сигналов ЭМЭ показано, что после деформации $\sim 1\%$ ансамбль макротрещин находится в состоянии самоорганизующейся критичности, соответствующем степенной статистике с показателем -0.96 и с почти монофрактальным характером пространственных картин разрушения и связанного с ним сигнала ЭМЭ. Выявлено влияние границ зерна на прочность льда при $T=243-268$ К. Методом видеофильмирования в поляризованном свете установлено, что источниками полос скольжения являются концентраторы напряжения вблизи неровностей границ зерна. Показано, что в области больших размеров зерен ($\sim 1-30$ мм) прочность поликристаллического льда на сжатие растет с ростом размера зерна, что противоречит закону Холла–Петча. Одной из возможных причин, как предполагается, является наличие квазижидких участков границ зерен при предплавиельных температурах испытания.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 04-02-16143) и Минобразования РФ (грант № E02-3.4-113)

ИССЛЕДОВАНИЕ РОЛИ ДИНАМИКИ МАКРОПОЛОС В СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ

Шибков А.А.¹⁾, Лебедкин М.А.²⁾, Желтов М.А.¹⁾, Скворцов В.В.¹⁾, Кольцов Р.Ю.¹⁾,
Попов В.Ф.³⁾, Шуклинов А.В.¹⁾, Фирюлин Д.В.¹⁾

¹⁾ Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

²⁾ Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

³⁾ Тамбовский государственный технический университет, Тамбов, Россия

shibkov@tsu.tmb.ru

Наиболее ярким проявлением пространственно-временной неоднородности пластической деформации на макроуровне являются эффекты спонтанного возникновения крупных скачков нагрузки при деформировании ряда металлических сплавов в «жесткой» испытательной машине с постоянной скоростью деформирования, $\dot{\epsilon} = const$ (эффект Портевена – Ле Шателье). В результате интенсивных исследований эффекта Портевена – Ле Шателье было показано, что каждому скачку нагрузки соответствует прохождение вдоль оси растяжения образца одиночной макроскопической полосы скольжения (ПС) шириной 0.1-1 мм. Предполагается, что динамика таких ПС связана с чередованием коллективных процессов открепления-закрепления дислокаций на примесях. Исследования скачкообразной деформации в «жесткой» машине осложнено, однако, необходимостью учета силового отклика системы машина-образец на развитие неустойчивости пластической деформации образца. Более непосредственная информация о динамике скачков пластической деформации может быть получена при нагружении в «мягкой» испытательной машине, когда задана постоянная скорость возрастания нагрузки $\dot{F} = const$. Цель настоящей работы заключалась в исследовании роли динамики макроскопических ПС в скачкообразной деформации сплавов АМг3 и АМг5, деформируемых в «мягкой» машине. Обнаружено, что скачки пластической деформации сопровождаются распространением вдоль оси растяжения макроскопических ПС. В отличие от общепринятого предположения о том, что каждый скачок деформации реализуется за счет движения одиночной локализованной ПС, установлено, что на фронте скачка в образце распространяется несколько (от 2 до 8) ПС, отвечающих его тонкой временной структуре. Установлено, что макроскопический скачок пластической деформации начинается с зарождения в центральной части образца двух ПС, которые распространяются в противоположные стороны. Показано, что доля деформации, осуществляемая ПС на фронте скачка деформации, как правило, меньше 100%, т.е. имеет место макроскопически однородная (делокализованная) деформация, которая не связана с развитием в образце локализованных ПС. Установлено, что разрушение образца происходит в результате пересечения двух встречных широких ПС, которые распространяются в образце на фронте очень крупного, амплитудой более 10%, скачка пластической деформации. При пересечении ПС начинает образовываться шейка, и одновременно зарождается микротрещина – зародыш магистральной трещины, разрушающей образец. Таким образом, в работе установлена ключевая роль динамического взаимодействия встречных полос деформации в макроскопическом разрушении образца.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 04-02-16143 и № 04-02-17140) и Минобразования РФ (грант № Е02-3.4-113).

ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СКАЧКООБРАЗНУЮ ДЕФОРМАЦИЮ СПЛАВОВ Al-Mg

Шибков А.А.¹⁾, Лебедкин М.А.²⁾, Желтов М.А.¹⁾, Скворцов В.В.¹⁾, Кольцов Р.Ю.¹⁾, Шуклинов А.В.¹⁾, Фирюлин Д.В.¹⁾, Алпатов Д.М.¹⁾

¹⁾ Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

²⁾ Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

shibkov@tsu.tmb.ru

Ультрамелкозернистые сплавы Al-Mg являются материалами высоких технологий. В частности, сплавы AlMg3, AlMg5 и AlMg6 обладают уникальным сочетанием высокой прочности и пластичности, а также высокой коррозионной стойкостью и низкой растворимостью газов. Однако при деформировании они, как правило, демонстрируют скачкообразную деформацию, которая является причиной низкого качества поверхности промышленных изделий, изготовленных путем прокатки, волочения и штамповки. С другой стороны, сплавы чистого алюминия с 2-6% Mg считаются классическими для исследования скачкообразной пластической деформации, которая проявляется в виде скачков нагрузки при деформировании в «жесткой» испытательной машине (эффект Портевена – Ле Шателье [1, 2]) или в виде скачков деформации при деформировании в «мягкой» испытательной машине (эффект Савара – Масона). В последнем случае удобнее исследовать влияние состояния примесей, зависящее от условий термообработки, на скачкообразную деформацию. В настоящей работе установлено, что отжиг в течение 1 часа при температуре 450°C и последующая закалка на воздухе существенно изменяет характер скачкообразной деформации сплавов AlMg3 и AlMg5, деформируемых в «мягкой» машине. В течение двух суток после термообработки количество скачков на кривой деформирования и мелких скачков в структуре фронта крупного скачка значительно меньше, чем у неотожженного образца. В последующие трое суток форма ступенчатой кривой нагружения образца восстанавливается. Показано, что скачкообразную деформацию можно охарактеризовать фазовым портретом нелинейного осциллятора в виде раскручивающейся спирали с «катастрофой». В отличие от теоретических моделей скачкообразной деформации, дающих предельный цикл, раскручивание фазовой спирали означает накопление необратимых изменений на фронте скачков деформации. Установлено, что отжиг упорядочивает скачкообразную деформацию. Ее фазовый портрет изменяется от портрета хаотического осциллятора к портрету почти регулярного осциллятора. Обсуждается влияние старения на механизмы деформации и структурные изменения на «фронте» и «плато» ступенчатой кривой нагружения.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 04-02-16143 и № 04-02-17140) и Минобразования РФ (грант № E02-3.4-113)

1. Лебедкин М.А. Самоорганизация и коллективные эффекты при неустойчивой пластической деформации кристаллов. Диссертация доктора физ.-мат. наук: 01.04.07. Черноголовка. ИФТТ РАН. 2002. 197 с.
2. Криштал М.М. Взаимосвязь неустойчивости и неоднородности пластической деформации. Диссертация доктора физ.-мат. наук: 01.04.07. Тольятти. Тольяттинский государственный университет. 2002. 331 с.

НОВЫЙ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ

Шибков А.А.¹⁾, Лебедин М.А.²⁾, Желтов М.А.¹⁾, Скворцов В.В.¹⁾, Кольцов Р.Ю.¹⁾,
Шуклинов А.В.¹⁾

¹⁾ Тамбовский государственный университет им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

²⁾ Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

shibkov@tsu.tmb.ru

Разработан бесконтактный электромагнитный метод исследования неустойчивости пластической деформации в металлических сплавах [1]. Метод основан на измерении вариаций потенциала нестационарного электрического поля, создаваемых заряженным металлическим образцом в ходе скачкообразной пластической деформации. Разработан алгоритм восстановления кривой нагружения по электрическому сигналу. Установлено, что первообразная электрического сигнала коррелирует со скачкообразной составляющей пластической деформации металлического образца. Метод позволяет исследовать *in situ* и бесконтактно кинетику скачков пластической деформации в полосе частот 1 Гц – 1 МГц с точностью измерения смещения поверхности до ~10 нм.

Комплексом *in situ* методов на базе разработанного нового электромагнитного метода исследована с высоким временным и пространственным разрешением скачкообразная деформация сплавов Al-Mg и Cu-Zn-Sn, деформируемых растяжением в "мягкой" испытательной машине. Выявлена тонкая временная структура крупных скачков пластической деформации и установлена ее связь с распространением вдоль оси образца нескольких (от 2 до 8 на фронте одного скачка) полос деформации. Установлена связь между прочностью исследованных образцов на разрыв с динамическим взаимодействием двух встречных полос деформации, приводящим к развитию магистральной трещины. Обнаружено, что на фронте скачков пластической деформации доминирующей модой деформации является ротационная, а на плато - внутризеренное дислокационное скольжение.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты № 04-02-16143 и № 04-02-17140) и Минобразования РФ (грант № Е02-3.4-113)

1. Шибков А.А., Лебедин М.А., Желтов М.А., Скворцов В.В., Кольцов Р.Ю., Шуклинов А.В. // Заводская лаборатория. 2004 (в печати).

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Pb-62%Sn

Коршак В.Ф., Шаповалов Ю.А.

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

pesin@kipt.kharkov.ua

Изучены особенности деформационных процессов и структурно-фазовых изменений в сплаве Pb-62%Sn в условиях сверхпластичности. Эксперименты проведены при комнатной температуре. Исследовали сплав, полученный из чистых компонентов сплавлением в лабораторной печи с последующим литьем на массивную медную под-

ложку. После механического сошлифовывания нижнего и верхнего слоев слитки обжимали на 70 ÷ 75 %. Исследовали сплав в свежелитом и состаренном в течение нескольких месяцев состояниях. Механические испытания свежелитых образцов проведены в условиях ползучести при постоянном приложенном напряжении σ в интервале 7,8 – 10,1 МПа. Установлено, что оптимальным для проявления сверхпластических свойств сплава в свежелитом состоянии является напряжение $\sigma = 8,7$ МПа. Металлографические исследования деформированных при $\sigma = 8,7 \div 8,8$ МПа образцов выполнены с использованием световой микроскопии с применением микроскопов МИМ-7 и МБС-9. Рентгенодифрактометрический анализ проведен с помощью дифрактометра ДРОН-2,0 в фильтрованном $\text{Cu K}\alpha$ – излучении.

Особенности деформационных процессов на мезоскопическом уровне изучали путем анализа трансформаций микроструктуры одних и тех же участков рабочей части образцов, фиксированных метками, перпендикулярными направлению растяжения. Метки наносили с помощью алмазной пасты зернистостью 48/45 на предварительно отполированную поверхность образца. Одновременно изучали особенности деформационных процессов на макроскопическом уровне.

Во всех исследуемых случаях обнаружено активное залечивание предварительно нанесенных меток в условиях деформирования. При этом микроскопические метки, ширина которых существенно меньше размера зерна, исчезают уже после дополнительной деформации 10÷20 %, которой подвергается образец после нанесения этих меток. Сохраняющиеся метки в подавляющем большинстве случаев взаимно смещаются как целое в процессе деформирования. Наблюдаются искривления меток без нарушения их сплошности. Разрывы и смещения частей одной и той же метки относительно друг друга фиксируются крайне редко. Характерной особенностью деформационного рельефа исследуемых образцов, обнаруживаемого на макроскопическом уровне, является возникновение и развитие в процессе деформирования полос локализованной пластической деформации на неполированной поверхности рабочей части образца. По своей природе эти полосы весьма схожи с полосами Людерса. На начальных этапах ползучести деформационные полосы располагаются в направлении максимальных касательных напряжений. В процессе растяжения ориентация полос изменяется. При удлинениях, составляющих около 200 %, полосы практически сонаправлены с направлением приложенного σ . Наблюдаемые особенности деформационных процессов свидетельствуют о преимущественно вязком характере течения сплава в условиях сверхпластичности.

Обнаружено появление в процессе деформирования областей с пластинчатым строением в исходной глобулярной структуре сплава.

Сверхпластическое течение и старение сплава сопровождаются изменением относительной интенсивности рентгеновских линий фаз на основе олова и свинца, свидетельствующим о неравновесности исходного фазового состояния сплава. Эксперименты показывают, что такая неравновесность возникает и в процессе кристаллизации, и в процессе предварительной механической обработки слитков.

МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СВЕРХПЛАСТИЧНОМ ЭВТЕКТИЧЕСКОМ СПЛАВЕ ОЛОВО-СВИНЕЦ

Коршак В.Ф., Аржавитин В.М.,* Самсоник А.Л., Матейченко П.В.**

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

**ННЦ «Харьковский физико-технический институт» НАН Украины,*

***НТК «Институт монокристаллов» НАН Украины, Харьков*

pesin@kipt.kharkov.ua

В работе представлены результаты исследования изменения модуля Юнга и внутреннего трения эвтектического сплава Pb-62 %Sn при деформировании в условиях проявления сверхпластичности и в условиях изотермической выдержки при комнатной температуре. Эксперименты проведены с помощью метода резонансных изгибных колебаний с максимальной относительной амплитудой деформации в интервале $10^{-5} \div 2,5 \cdot 10^{-3}$. Основываясь на результатах этих исследований, изучены особенности кристаллической структуры и фазового состояния образцов сплава, полученного в лабораторных условиях путем литья на массивную медную подложку; подверженного деформации путем обжатия на $\sim 75\%$ (как известно, такое обжатие приводит к возникновению структурно-фазового состояния, обеспечивающего сверхпластическое поведение сплава при определенных температурно-скоростных условиях испытания); состаренного после литья и после предварительного обжатия. Кристаллическую структуру изучали методом дифрактометрического анализа с помощью рентгеновского дифрактометра ДРОН-3 в фильтрованном $\text{CuK}\alpha$ – излучении. Электронно-зондовый микроанализ проведен с использованием электронного микроскопа JSM-820 с системой рентгеновского микроанализа LINKAN 10/85S.

Обнаружено, что сверхпластическое течение сопровождается уменьшением модуля Юнга сплава, составляющим около 10% при относительном удлинении образцов $\sim 60\%$ и около 7,5 % при относительном удлинении $\sim 50\%$. Циклическое деформирование образцов в интервале внешних приложенных напряжений, включающем и напряжения, при которых сплав ведет себя сверхпластично, сопровождается появлением немонотонностей на кинетических зависимостях внутреннего трения, в том числе максимумов при определенных значениях времени циклического нагружения образцов, которым сопутствуют немонотонные изменения модуля нормальной упругости сплава.

Отмеченные особенности упругого и неупругого поведения сплава связываются с неравновесностью его фазового состояния, возникающей в процессе кристаллизации и в процессе предварительного механического обжатия, и в связи с этим с возможностью протекания фазовых и кинетических превращений в сплаве в условиях последующего деформирования, включая условия сверхпластичности. О такой неравновесности, свидетельствуют, в частности, несоответствующее диаграмме состояния и изменяющееся по толщине слитка, но не связанное с ликвацией, объемное соотношение фаз на основе олова и свинца в литых образцах, а также изменение параметров кристаллических решеток и объемного соотношения фаз в сплаве в процессе старения. Обнаружено изменение относительного соотношения интенсивностей рентгеновских максимумов Sn- и Pb-фаз в результате механического обжатия слитков, указывающее на возрастание относительной интенсивности линий Sn-фазы на поверхности образца. Показано, что одной из причин такого изменения интенсивностей является перераспределение компонентов в сплаве в результате действия внешнего сжимающего напряжения. Об этом свидетельствуют результаты проведенного рентгеновского микроанализа, а также особенности изменения относительного соотношения интенсивностей рентгеновских линий фаз в процессе старения предварительно обжатых образцов.

ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ

Бродова И.Г., Башлыков Д.В., Ширинкина И.Г., Столяров В.В.*

*ИФМ УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,
brodova@imp.uran.ru*

**УГАТУ-ИФПМ, г. Уфа, Россия*

Для улучшения структуры и повышения прочностных свойств Al сплавов с переходными металлами (ПМ = Cr, Zr, Fe) актуальным является совершенствование способов их обработки, как в жидком, так и в твердом состояниях. К первым можно отнести температурно-временную обработку расплава и высокоскоростную кристаллизацию, ко вторым – интенсивную пластическую деформацию и термическую обработку.

В работе рассмотрены закономерности структурообразования в быстрозакристаллизованных бинарных и тройных алюминиевых сплавах с переходными металлами (Fe, Zr, Cr) заперитектического и заэвтектического составов при интенсивной пластической деформации сдвигом под высоким квазигидростатическом давлением и комнатной температуре.

Основной акцент в исследованиях сделан на сравнительном анализе изменения морфологии, размеров и кристаллической структуры алюминидов переходных металлов в процессе их деформации и разрушения в пластичной алюминиевой матрице.

Проанализированы особенности деформационных зависимостей твердости для различных сплавов и проведено их сопоставление со структурой и фазовым составом.

Методами электронной микроскопии установлено, что после оптимальных режимов температурно-временной обработки расплава, высокоскоростной кристаллизации и интенсивной пластической деформации сплавы представляют собой двухфазный материал, состоящий из кристаллов алюминидов нанометрического размера и Al матрицы с размером зерна 100-200 нм. Установлены оптимальные условия деформации, приводящие к формированию ультрамикроструктурной структуры с высокой для Al сплавов твердостью 1,5-2,5 ГПа.

Рассмотрены особенности образования и термической устойчивости пересыщенных тугоплавкими элементами твердых растворов на основе алюминия за счет деформационного растворения алюминидов.

Показана возможность сохранения высокопрочного состояния УМК материала при отжиге за счет эффекта дисперсионного твердения при распаде пересыщенных твердых растворов.

МОДЕЛЬ АДГЕЗИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЖДУ ДВУМЯ КОНДЕНСИРОВАННЫМИ ФАЗАМИ

Ковалев А.В., Кудрицкий В.Г.

Институте механики металлополимерных систем НАН Б, Гомель, Беларусь
av_kov@tut.by

Известно, что адгезионное взаимодействие обусловлено широким кругом адсорбционных, электрических, диффузионных, химических и механических явлений. Очевидно, что вследствие такого многообразия действующих факторов пока не существует наиболее общей теории, объясняющей возникновение аттракционных сил при контакте двух тел или при достаточно малом зазоре между ними.

Известные модели адгезионного взаимодействия основаны, как правило, на рассмотрении одного из возможных факторов. При их проверке для получения соответствия используемой в теоретических выводах идеализированной модели конденсированной фазы в экспериментах используются специальные методы подготовки поверхностей. И хотя большинство теорий подтверждается экспериментально, их применимость, чаще всего, ограничивается рамками идеализированных систем и задачами интерпретации результатов измерений.

В Институте механики металлополимерных систем (Гомель, Беларусь) разработан экспериментальный образец прибора, позволяющего измерять силы притяжения и отталкивания между различными телами в одном цикле измерений. При проектировании устройства был учтен опыт разработки и использования уже известных конструкций. В результате была выбрана схема вертикальных торсионных весов с отрицательной обратной связью.

Целью настоящей работы была разработка модели адгезионного взаимодействия между конденсированными фазами, основанной на феноменологическом анализе формы кривой сила – расстояние.

В качестве пробного тела использовались кремниевый шарик (поперечный диаметр 1 мм) и стальные шарики (поперечный диаметр 2 и 3 мм). Для измерений был выбран ряд образцов, имеющих различное строение и внутреннюю структуру: кремниевая пластина (кристаллическая структура (111), гомополярный полупроводник), стальная пластина (металлическая связь между атомами, наличие свободных электронов), полимерный композит (резина, диэлектрик), два типа мономолекулярных покрытий на пластине кремния – $DDPO_4$ и $ODPO_4$.

Зависимость силы притяжения от расстояния на всех образцах, вне зависимости от пробного тела, имеет ярко выраженный экспоненциальный характер. На основе полученных экспериментальных данных построена модель аттракционного взаимодействия между сферическим пробным телом и плоской поверхностью, основанная на экспоненциальной зависимости силы притяжения от расстояния между телами. Рассчитана упругая деформация плоской поверхности, вызванная действием силового поля со стороны сферического тела радиуса R , в зависимости от разделяющего их зазора. Часть кривой, соответствующей силе отталкивания, вызвана упругим сопротивлением внедрению, так как применение контактной модели Герца к этой части кривой дает хорошее совпадение с экспериментальными данными. Учет силового притяжения вне площади контакта значительно улучшает совпадение теоретических и экспериментальных данных.

СРАВНЕНИЕ ЭНЕРГИИ МЕЖФАЗНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ КРЕМНИЕВЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ С РАЗЛИЧНЫМИ МОНОМОЛЕКУЛЯРНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ

Ковалева И.Н., Григорьев А.Я.

Институте механики металлополимерных систем НАН Б, Гомель, Беларусь

av_kov@tut.by

Приграничные слои соприкасающихся или разделенных малым зазором тел находятся в поле действия поверхностных сил, обусловленных различными электрическими, физико-химическими и механическими явлениями. Являясь равнодействующей сил притяжения и отталкивания, результирующее взаимодействие сложным образом зависит от расстояния между телами, их геометрии и свойств поверхностных слоев. Известные теоретические методы оценки межфазного взаимодействия основаны на значительных допущениях и, как правило, данные, рассчитанные с их помощью, на два-три порядка отличаются от экспериментальных. Таким образом, только прямые методы измерения межфазного взаимодействия позволят определить реальные характеристики поверхностных явлений.

Исследования свойств граничных слоев и поверхностных сил в последнее время привлекают все больше внимания в связи с их важной ролью в развитии микромеханики и нанотехнологий. Особое внимание уделяется свойствам мономолекулярных и самоорганизующихся тонких пленок на поверхностях, используемых в качестве аналога граничной смазки в субмикронном диапазоне. Их использование позволяет решить проблемы неработоспособности MEMS, связанные с адгезией и силами межфазного взаимодействия составляющих их элементов.

Целью данной работы являлось проведение сравнительных измерений сил контактной адгезии поверхностей, покрытых различными мономолекулярными пленками, используемых в MEMS для снижения фрикционного и адгезионного взаимодействия их элементов.

Представлены результаты измерения аттракционного взаимодействия между образцами из кремния, покрытыми мономолекулярными самоорганизующимися пленками на основе октодецилфосфатов и додецилфосфатов, с кремниевой сферой диаметром 1 мкм. Предложена методика расчета поверхностной энергии в контакте.

Измерения проводились с помощью контактного адгезиометра, выполненного в виде чувствительных электромагнитных весов с отрицательной обратной связью. Контролируемый подвод образца к пробному телу позволил определить зависимость действующих между телами сил от расстояния между ними

Полученные результаты позволяют сделать вывод о зависимости энергии межфазного взаимодействия поверхностей от ориентации конечных групп октодецил- и додецилфосфатных самоорганизующихся мономолекулярных слоев.

ВЛИЯНИЕ ГРАНИЦ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ НА РАЗВИТИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ АЛЮМИНИЯ

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

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

Evgeny.E.Badiyan@univer.kharkov.ua

Эволюция структуры поликристаллических материалов при пластической деформации состоит в последовательном возникновении и росте границ различного типа: стенок дислокационных ячеек, дислокационных границ микро- и мезополос, границ полос сдвига и полос деформации. В развитии структурных преобразований, происходящих в деформируемых поликристаллах, важную роль играют процессы ротационной пластической деформации.

Экспериментальные исследования закономерностей ротационной пластической деформации в двумерных поликристаллах алюминия показали, что последняя всегда реализуется путем образования полос переориентации различного типа, в результате чего в деформированных образцах появляются новые границы раздела – границы деформационного происхождения.

В качестве объекта исследования использовались двумерные поликристаллы алюминия (чистота 99,96%) с размером рабочей части $100 \times 20 \times 0,15$ мм и средним размером зерна $\bar{d} \approx 10$ мкм. Все исследованные образцы содержали только сквозные границы зерен. Необходимая структура создавалась путем подбора определенного режима термомеханической обработки. Образцы деформировались в условиях активного нагружения с постоянной скоростью $\dot{\epsilon} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ при комнатной температуре и $T = 0,6 T_{\text{пл}}$. Такая скорость деформирования позволяла при помощи цифровой видеокамеры PC CAM 300, подключенной к компьютеру, наблюдать "in situ" с периодом 0,02 с за структурными изменениями, сопровождающими пластическую деформацию образца.

Экспериментально показано, что большинство границ раздела, возникающих при пластической деформации двумерных поликристаллов алюминия – это высокоугловые границы межзеренного типа. Образование полосы переориентации начинается с возникновения нескольких макрозародышей в ограниченной области зерна. С увеличением степени деформации фронт зародышей смещается до полного их слияния и образуется четкая граница деформационного происхождения. Аттестация таких границ показала, что все исследованные границы деформационного происхождения оказались близкими к специальным.

В процессе пластической деформации двумерных поликристаллов алюминия в области новых границ раздела возникают значительные концентраторы напряжений. Данный факт подтверждается тем, что с увеличением степени деформации границы деформационного происхождения становятся источниками возникновения вторичных ротаций. Эти ротации появляются в теле ранее возникших полос переориентации и образуют новые границы раздела.

Важной характеристикой границ деформационного происхождения в исследованных образцах является их влияние на характер разрушения двумерных поликристаллов алюминия. Определение скорости распространения трещин в различных областях образца с помощью цифровой видеокамеры показало, что новые границы раздела представляют собой наиболее серьезное препятствие для распространения трещин.

МИКРОСТРУКТУРА СПЛАВА БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БрБ-2, СОСТАРЕННОЙ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ

Осинская Ю.В., Покоев А.В.

Самарский государственный университет, Самара, Россия
ojv@ssu.samara.ru, pokoev@ssu.samara.ru

Полученный эффект значительного увеличения микротвердости [1] в сплаве бериллиевой бронзы БрБ-2, состаренной в постоянном магнитном поле (ПМП), стимулировал проведение экспериментальных исследований металлографическим и электронно-микроскопическим методами для выяснения изменений микроструктуры сплава при наложении ПМП.

Экспериментальные исследования проводили на образцах, состаренных в интервале температур 250 - 500 °С с различным временем выдержки от 0,17 до 2 ч в ПМП напряженностью 7 кЭ и в его отсутствие.

Проведенный металлографический анализ позволил проанализировать структурное состояние сплава бериллиевой бронзы БрБ-2, состаренной при разных режимах термомагнитной обработки, в результате которых достигаются высокие прочностные свойства. В тоже время, особенности изменения микроструктуры, связанные с процессами старения в ПМП, металлографическим методом выявить не удалось в связи с недостаточной чувствительностью этого метода.

Для получения большей информации о микроструктуре сплава было проведено электронно-микроскопическое исследование сплава методом тонких фольг на просвет. В исходном закаленном состоянии структура сплава бериллиевой бронзы БрБ-2 представляет собой однородный твердый раствор CuBe. Расшифровка электронограмм показала наличие одной кристаллической ГЦК решетки твердого раствора на основе меди.

Анализ структуры сплава, состаренного после закалки, в отсутствии ПМП показывает, что структура претерпевает существенные изменения: наблюдается тенденция к образованию модулированной структуры. Результаты расчета электронограмм демонстрируют, что вся матрица представляет собой преимущественно однородный α - твердый раствор с наличием рефлексов ОЦК - решетки фазы CuBe. Наложение ПМП на эти режим термической обработки приводит к активизации процесса распада α - твердого раствора: мелкодисперсные выделения приобретают определенную ориентацию. Наблюдается определенная направленность модулированной структуры. Сказанное выше подтверждает расшифровка электронограмм, которая показывает наличие собственных рефлексов γ - фазы CuBe, что свидетельствует о частично когерентных выделениях в матрице сплава.

Анализ результатов позволяет сделать вывод, что в сплаве размер зерен практически не изменяется в процессе термомагнитной обработки, электронно-микроскопическим методом наглядно показано выделение упрочняющей фазы CuBe и образование направленной модулированной структуры, следствием чего является достижение максимальных значений микротвердости.

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. Упрочнение бериллиевой бронзы БрБ-2 при старении в постоянном магнитном поле // Физика и химия обработки материалов. - 2003.- № 3.- С. 18-25.

ВЛИЯНИЕ ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ДИФФУЗИЮ АЛЮМИНИЯ В ЖЕЛЕЗЕ

Покоев А.В., Степанов Д.И., Андреев В.А.

Самарский государственный университет, Самара, Россия
pokoev@ssu.samara.ru, stepdi@ssu.samara.ru

Проблема влияния переменного магнитного поля (МП) на примесную гетеродиффузию является наименее изученной. Характер влияния внешнего переменного МП на диффузионный процесс может определяться магнитными свойствами диффундирующих примесных атомов, а также, как показывают опыты в постоянных магнитных полях [1], магнитными свойствами самой матрицы диффузии. Существует гипотеза, что переменное магнитное поле должно оказывать больший эффект влияния, однако до сих пор это явление еще практически не изучалось. В данной работе сообщаются результаты измерений этого эффекта, выполненные рентгенографическим методом [2].

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

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

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

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

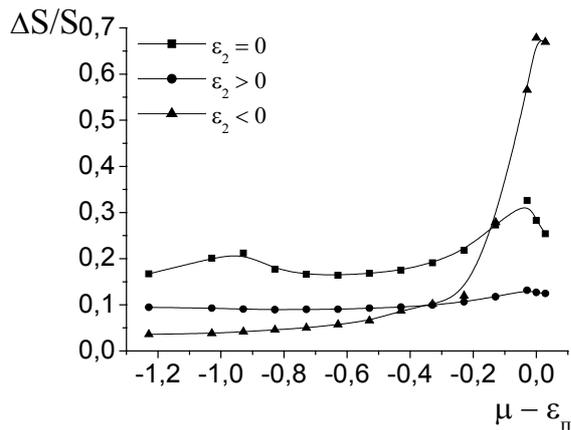
РАСЧЕТ ДОЛИ ЭЛЕКТРОННЫХ СОСТОЯНИЙ АКТИВНЫХ В ГЕНЕРАЦИИ ФОНОНОВ В ПРИБЛИЖЕНИИ СИЛЬНОЙ СВЯЗИ ДЛЯ ГЦК РЕШЕТКИ

Скорикова Н.А., Чашина В.Г., Иванов С.В., Кащенко М.П.

Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия
mpk@usfea.ru

В модели мартенситного превращения типа ГЦК – ОЦК ($\gamma - \alpha$) [1] ключевым параметром является число пар R_{ef} инверсно населенных электронных состояний (ЭС) активных в генерации фононов. Рассматривается простейший спектр $\epsilon(k) = \epsilon_0 - 8\epsilon_1(\cos \eta_1 \cos \eta_2 + \cos \eta_1 \cos \eta_3 + \cos \eta_2 \cos \eta_3) + 2\epsilon_2 \sum_i \cos 2\eta_i$ электронов для

кристаллов с ГЦК решеткой, где ϵ_0 – атомный энергетический уровень, а ϵ_1 и ϵ_2 – интегралы перекрытия с первыми и вторыми соседями (полагали $\epsilon_1 = 0,15625\text{эВ}$, а $\epsilon_2 = \pm 0,125\text{эВ}$), $\eta_i = ak_i/2$, a – постоянная решетки, $i = 1,2,3$. Постановка задачи о генерации волн неравновесными электронами, локализованными вблизи s – поверхностей (с площадью S), и качественный анализ спектра $\epsilon(k)$ изложены в [1]. Здесь приводятся результаты расчета $R_{ef}/R = \Delta S/S$, где R – число пар ЭС, ассоциированных с поверхностью s , а R_{ef} – число пар ЭС, энергии ϵ которых находятся в интервале $\Delta = 0,2\text{эВ}$ (см. обоснование в [1]) вблизи уровня Ферми μ . Учитывалось три направления градиента химического потенциала $\nabla\mu$ электронов (вдоль осей симметрии [001], [110] и [111]) при различных значениях μ внутри зоны. На рисунке приведена зависимость $\Delta S/S$ от $\mu - \epsilon_n$, где ϵ_n – энергия пика плотности состояний для случая $\nabla\mu \parallel [001]$. Влияние вторых соседей существенно отличается от случая ОЦК решетки при $\epsilon_2 < 0$, а именно: для ГЦК симметрии пиковое значение плотности состояний возрастает, тогда как для ОЦК симметрии оно снижается как при $\epsilon_2 > 0$, так и при $\epsilon_2 < 0$ (более подробно



в данном сборнике этот вопрос обсуждается в другом тезисе авторов). Максимальное значение $\Delta S/S = 0,678$ при $\epsilon_2 < 0$ существенно превышает $(\Delta S/S)_{max} = 0,326$ при $\mu - \epsilon_n = -0,129\text{эВ}$ и $\epsilon_2 = 0$. Важно, что выгибание (при $\epsilon_2 < 0$) плоских (при $\epsilon_2 = 0$) листов s -поверхности к граням зоны Бриллюэна сопровождается не только ростом площади поверхности, но и увеличением доли R_{ef}/R , связанным с возрастанием плотности состояния в интервале 2Δ . Сравнение поведения R_{ef}/R в ОЦК и ГЦК решетках демонстрирует резкую асимметрию в

количестве активных пар ЭС, позволяющую, в рамках простейших моделей $\epsilon(k)$, обосновать меньший порог генерации при прямом $\gamma - \alpha$ превращении.

[1] М.П. Кащенко, Волновая модель роста мартенсита при $\gamma - \alpha$ превращении в сплавах на основе железа, Наука (1993).

STRENGTH AND PLASTICITY OF NANOCRYSTALLINE COPPER

Kommel L., Hussainova I.

*Department of Materials Engineering, Tallinn Technical University
Tallinn, Estonia
kommel@edu.ttu.ee*

The strength and plasticity of nanocrystalline pure copper produced by ten passes of Equal-Channel Angular Pressing (ECAP) in condition of Severe Plastic Deformation (SPD) were analyzed in the present paper. Mechanical properties of nanostructured copper were studied just after ECAP processing and heat treatment. Ratcheting and Hard Cyclic Viscoplastic (HCV) axial deformation at room temperature was used here to investigate the features of copper behaviors. The coarse-grained (annealed at 650°C, 1.5h) pure copper was used as a reference material to compare the test results and analyze the SPD influence on the strength and plasticity of the material.

To investigate a material nanostructure the scanning electron microscope (SEM) Gemini, LEO, Supra 35 and X-ray diffractometer D5005, Bruker (Germany) were used. The strength, plasticity and other mechanical and physical properties of a material were studied with universal hardness tester Zwick Z2.5/TS1S and testing installation Instron 8516.

It was shown with the tensile testing of the nanocrystalline pure copper that the maximal stress is of 430 MPa and a material treated just after SPD process has a maximal plastic part of a universal hardness. Decrease of the stress at peak resulted from heat treatment, ratcheting and HCV deformation processes. However the true stress of a specimen after these treatments is higher. The true stress increasing depends on material hardening and/or softening during ratcheting, HCV deformation and tensile testing up to total fracture. Coarse-grained and nanocrystalline copper recrystallized at different temperatures shows the maximum of a deformation hardening during material deformation by testing. The level of material strengthening depends on heat treatment and heating rate. For example, material treated at temperature of 200 °C and by heating rate of 1°C/min shows neither hardening nor softening during HCV deformation and this material has the maximal value of the true stress up to 1750 MPa. The HCV deformation influences a modulus of plasticity, elasticity, and 0.2% yield stress and strain. The stiffness of a material is higher after just SPD process with no additional treatment.

Investigations of the material structure, followed mechanical testing have shown that the mean grain size is increased and grains orientation is changed. During these processing's, as the X-ray investigations have shown that a mean grain size of the nanostructured materials has been increased from 40 nm up to 120 nm. The spherical holes of diameter up to 1-2 µm are formed in the area of fracture while necking of a specimen during the tensile test. With true stress increasing distribution density of these spherical pores increases, however, it does not influence very much on the fracture process. Material cracking is not caused by pores formation, because at the near pores area the nanostructure and strength of material are changed (!). After SPD the materials have not got any pores.

The nanocrystalline material has highest strength by required plasticity. Therefore, a substantial economy of material and life extension of constructions can be achieved using the machine parts manufactured of the nanocrystalline materials.

КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ САМООРГАНИЗОВАННОЙ КРИТИЧНОСТИ В ПРОЦЕССЕ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Гиляров В.Л., Веттегрень В.И., Светлов В.Н.

Физико-Технический институт им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия
Vladimir.Hilarov@mail.ioffe.ru

Можно выделить четыре основных типа самоорганизации в нелинейных системах с большим числом степеней свободы:

1. Самоорганизация при фазовых переходах происходит в равновесных системах, когда внешний параметр (как правило, температура) достигает критического значения.
2. Самоорганизация при геометрических фазовых переходах (перколяция) также происходит в равновесных системах, когда вероятность занятия ячейки становится равной порогу перколяции.
3. Самоорганизация при образовании диссипативных структур происходит тогда, когда отдача энтропии во внешнюю среду превышает некоторое критическое значение, такое, что суммарное изменение энтропии становится неположительным.
4. Самоорганизованное критическое состояние (СОКС) в системах с большим числом метастабильных состояний, когда самоорганизация возникает в широком диапазоне внешних параметров и начальных условий.

К системам, допускающим СОКС, относятся гетерогенные материалы в процессе их разрушения, при приложении к ним механической нагрузки. В пользу такой гипотезы говорят два обстоятельства:

1. В процессе разрушения гетерогенных материалов выполняется закон Гуттенберга-Рихтера. Эта зависимость обладает масштабной инвариантностью по шкале магнитуд (представляет собой степенную функцию магнитуды) в широком диапазоне этой шкалы, как это требует условие СОКС.
2. Поверхности разрушения гетерогенных материалов являются фрактальными. Фрактальный характер поверхностей разрушения позволяет предположить, что эти поверхности появляются в результате процесса самоорганизации, и что этот процесс связан с СОКС.

С целью выяснения гипотезы об образовании СОКС в процессе разрушения гетерогенных материалов были построены различные пространственные и временные корреляционные функции и исследован характер их изменения в процессе разрушения [1]. На конечной стадии процесса разрушения пространственные и временные корреляционные функции носят ярко выраженный масштабно инвариантный вид, то есть удовлетворяют условиям образования СОКС.

Исследованы также временные зависимости эволюции концентраций дефектов разного размера в металлах и гетерогенных материалах [2]. Показано, что характер этого поведения соответствует каскадной модели СОКС.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, грант №03-05-64831

1. V.L. Hilarov. Self-similar generation effects in the fracture process in brittle materials. Modeling Simul. Mater. Sci Eng., vol.6, (1998), pp. 337-342
2. V.I. Vettegren, A.Ja. Bashkarev, V.N. Svetlov, G.I. Morozov. Hierarchy of Nano- and Microdefects at Surface of Loaded Metals. Russian Journal Physical Chemistry, Vol. 77, Suppl.1, p. S.163-166 (2003).

ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО ДЕФЕКТНОГО СОСТОЯНИЯ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО МАТЕРИАЛА НА ЭВОЛЮЦИЮ ДЕФЕКТНОЙ ПОДСИСТЕМЫ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия

Olga@tsuab.ru; vir@mail.tomsknet.ru

Исследовано влияние начальной плотности дислокаций на пластическое поведение и эволюцию дефектной подсистемы дисперсно-упрочненного материала. Использована математическая модель пластической деформации гетерофазных материалов с некогерентной недеформируемой упрочняющей фазой, включающая уравнения баланса сдвигообразующих дислокаций, призматических дислокационных петель, дислокаций в дипольных конфигурациях, моновакансий, бивакансий и межузельных атомов [1].

Учтено, что для гетерофазных материалов с недеформируемыми частицами существует критическая величина плотности дислокаций [2], определяемая масштабными характеристиками упрочняющей фазы, при превышении которой качественно изменяется характер дефектной структуры зоны сдвига. При плотности дислокаций ниже критической величины дислокационная структура дисперсно-упрочненного материала включает сдвигообразующие дислокации и геометрически необходимые дислокации у частиц. При плотности дислокаций, превышающей критическую величину, начинается образование дислокаций в дипольных конфигурациях [2].

Расчеты выявили наличие стационарных значений деформирующего напряжения и плотностей различных составляющих дефектной подсистемы (одного или двух в зависимости от температуры деформации). При низких температурах (93 K, матрица медная) деформирующее напряжение, плотность дислокаций различного типа и концентрации точечных дефектов при всех значениях начальных плотностей дислокаций растут с деформацией, асимптотически приближаясь к стационарному значению. С повышением температуры (до 393 K) наблюдаются интервалы начальных значений плотности дислокаций, при которых кривые деформационного упрочнения, плотность различных составляющих дислокационной подсистемы и концентрации точечных дефектов уменьшаются с увеличением степени деформации, приближаясь к стационарному значению.

Показано, что изменение начальной плотности сдвигообразующих дислокаций от 10^9 м^{-2} до 10^{12} м^{-2} влияет на пластическое поведение материала и на эволюцию деформационных дефектов незначительно. Вклад дислокаций различного типа в общую плотность дислокаций при разных начальных значениях плотности дислокаций и при разных температурах деформации различен. Наиболее сложный характер зависимости вкладов дислокаций различного типа в общую плотность дислокаций наблюдается при малых деформациях, когда происходит смена роли различных типов дислокаций в суммарной плотности дислокаций.

1. Колупаева С.Н., Ерыгина Е.В. и др. Математическая модель пластической деформации скольжением в г.ц.к. сплавах с некогерентной упрочняющей фазой /Том. гос.archit.-строит. ун-т. - Томск, 2002. – 39 с. - Деп. в ВИНТИ 07.08.2002, № 1458-B2002.
2. Ковалевская Т.А., Виноградова И.В., Попов Л.Е. Математическое моделирование пластической деформации гетерофазных сплавов. – Томск: Изд-во Том. ун-та, 1992. – 168 с.

STRUCTURE OF Ti-Ni BASED ALLOYS SHAPE MEMORY ALLOYS SUBJECTED TO HIGH PRESSURE TORSION AT VARIOUS TEMPERATURES

Prokoshkin S.D.¹, Khmelevskaya I.Yu.¹, Dobatkin S.V.^{1,2}, Trubitsyna I.B.¹,
Tatyanin E.V.^{2,3}

¹Moscow State Institute of Steel and Alloys, Moscow, Russia,
prokoshkin@tmo.misis.ru

²Baikov Institute of Metallurgy and Material Science, Moscow, Russia

³Institute for High Pressure Physics, Troitsk, Russia

The peculiarities of structure evolution under conditions of high pressure torsion (HPT) in dependence on Ti-Ni based alloy composition, deformation temperature and pressure were studied using X-ray diffraction and TEM methods. The alloys Ti-50.0 at.% Ni (alloy 1, $M_s = 68$ °C, $M_f = 55$ °C), Ti-50.7 % Ni (alloy 2, $M_s = -20$ °C, $M_f = -35$ °C) and Ti-47 % Ni-3 % Fe (alloy 3, $M_s = -160$ °C, $M_f = -196$ °C) were studied. Initially water-quenched $\varnothing 3 \times 0.2$ mm samples were subjected to HPT up to 15 revolutions (true torsion strain 6.6) at room temperature (RT) (all alloys), -170 °C (alloys 1 and 2), -196 °C (alloy 3) and 200 °C (alloys 1 and 2). According to the TEM study, the sequence of the structure changes with torsion strain is as follows: from a strain-induced dislocation substructure to a nanocrystalline structure and finally, to an amorphous structure. TEM study of the samples subjected to HPT shows that a tendency to form an amorphous structure from a nanocrystalline during severe plastic deformation depends on relative positions of M_s and deformation temperature. For example, at RT, first, initially martensitic alloy 1 amorphizes (T_{def} below M_s and even M_f), then the metastable austenitic alloy 2 does (T_{def} is close to but somewhat higher than M_s), and the last is the stable austenitic alloy 3 (T_{def} is close to M_d) (compare Fig. 1 *a* and *b*). HPT of the martensitic alloy 3 at -196 °C, i.e. in the initial structure state close to the alloy 1 state before HPT at RT, leads to formation of large amorphous fields (Fig.1 *c*) like in the alloy 1 after the room-temperature HPT. Severely deformed alloy 2 amorphizes easily even at 200 °C that is close to M_d temperature of the alloy 2 (Fig. 1 *d*). It means that M_d is not an upper limiting temperature for amorphization of Ti-Ni based alloys, and cooling- or stress-induced martensite formation is not a necessary prerequisite for structure amorphization.

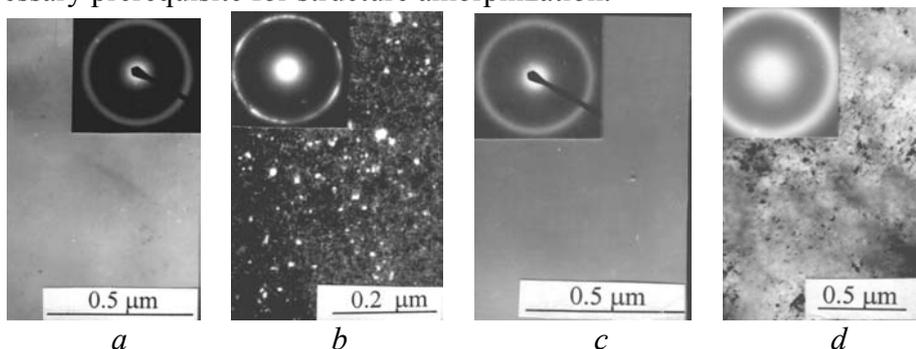


Fig.1. Structure and electron diffraction patterns of severely deformed Ti-Ni based alloys. *a* – alloy 1, HPT at RT, $P = 4$ GPa; *b* – alloy 3, HPT at RT, $P = 4$ GPa, $N = 5$; *c* – alloy 3, HPT at -196 °C, $P = 4$ GPa, $N = 5$; *d* – alloy 2, HPT at 200 °C, $P = 4$ GPa, $N = 3$. *a*, *d* – bright field images, *b*, *c* – dark field images

Change of the pressure from 4 to 8 GPa at room-temperature HPT, $N = 5$ leads to a suppression of the amorphous structure formation. The increasing of pressure lowers M_s and therefore shifts the deformation temperature to higher position relatively to the M_s . Hence, it suppresses the tendency to form an amorphous structure for the same reason as alloying by nickel or iron does.

ЭНЕРГОМЕХАНИЧЕСКИЙ КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ

Алиев Т.Т.¹, И.Н. Андронов², Н.П. Богданов² Ю.А. Теплинский³, И.И. Кандауров³.

¹ ООО «Севергазпром», г. Ухта, Р. Коми, Россия

² Ухтинский Государственный Технический Университет, г. Ухта, Р. Коми, Россия,
iandronov@mail.ru

³ Филиал ООО «ВНИИГАЗ» - «Севернипигаз» г. Ухта, Р. Коми, Россия

Обычно в результате механических испытаний определяют следующие стандартные характеристики: предел прочности σ_B ; условный предел текучести $\sigma_{0,2}$; относительное удлинение образца δ и относительное сужение поперечного сечения образца ψ после разрыва. В данной работе введен физико-механический параметр - A , определяемый как площадь под $\sigma - \epsilon$ диаграммой и равный механической работе, требуемой для разрушения стандартного образца, отнесенной к единице объема. В работе исследовали зависимости параметра A от величин стандартных механических характеристик σ_B , $\sigma_{0,2}$, δ и ψ .

Исследовано на разрыв 66 образцов с плоскими захватами, вырезанных из труб конденсаторпровода. Точный химический состав и марка стали не были известны. Предположительно, сталь могла быть трех видов: 17ГС; 10Г2С1 и производства Чехословакии. Исследование осуществляли на разрывной установке МР-100 при комнатной температуре в соответствии с требованиями ГОСТ 1497 – 87.

Анализ данных показал, что параметр A слабо зависит от величин основных стандартных характеристик металлов. Однако установлена практически стопроцентная корреляция между величиной A и произведением $\sigma_B \delta$, о чем свидетельствует прилагаемый рисунок. Из рисунка видно, что $A = \sigma_B \delta$.

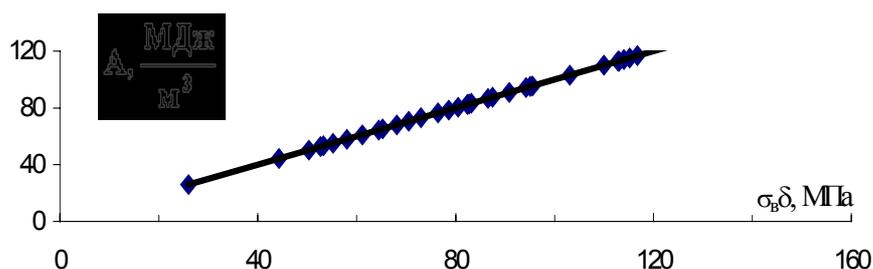


Рис.1. Зависимость удельной работы от произведения величины предела прочности на величину относительного удлинения.

Это позволяет в качестве энергомеханического критерия оценки остаточного ресурса прочности использовать параметр r ;

$$r = (\sigma'_B \delta' / \sigma_B \delta) 100\%,$$

где σ_B, δ и σ'_B, δ' математическое ожидание стандартных характеристик исходного и бывшего в эксплуатации металлов соответственно.

ЭФФЕКТЫ ОБРАТИМОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМОСИЛОВЫХ РЕЖИМАХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ

Андронов И.Н., Овчинников С.К.

Ухтинский Государственный Технический Университет, г. Ухта, Р. Коми, Россия
iandronov@mail.ru

Систематически изучено поведение сплава ТН-1 в условиях термоциклирования через интервалы мартенситных переходов в трех температурно-силовых режимах в условиях неизотермического кручения. 1. Под постоянными напряжениями на этапах нагревания и охлаждения. 2. Под постоянным напряжением на этапе охлаждения и в разгруженном состоянии при нагревании. 3. Под постоянным напряжением на этапе нагревания и в разгруженном при охлаждении. Установлено, что для любого режима термоциклирования материал демонстрирует, как правило, необратимое формоизменение, направленное на увеличение общей деформации в сторону внешней силы. Начиная с некоторого числа термоциклов, формоизменение становится частично, а в случае низкого уровня действующих напряжений и полностью обратимым. В первом и втором режиме термоциклирования на этапах нагревания, начиная с некоторого цикла, реализуется эффект памяти формы с соответствующими деформационными откликами $\gamma_{\text{П}}^1$ и $\gamma_{\text{П}}^2$, а на этапах охлаждения всегда имел место эффект пластичности прямого превращения, чему отвечают деформации $\gamma_{\text{ПП}}^1$ и $\gamma_{\text{ПП}}^2$ (здесь и ниже по тексту верхний индекс обозначает номер режима испытаний). В третьем режиме испытания при охлаждении деформационных эффектов не обнаружено. Однако, на этапе нагревания, начиная с некоторого числа термоциклов, обнаруживали устойчивый эффект реверсивного формоизменения (ЭРФ). ЭРФ отвечали два типа деформационных откликов: деформация, направленная в сторону внешней нагрузки, условно, деформация пластичности обратного превращения $\gamma_{\text{ПОП}}^3$ и деформация, направленная в направлении, противоположном внешней нагрузки, условно, $\gamma_{\text{П}}^3$. Установлено, что все перечисленные деформационные отклики монотонно возрастают с ростом действующих напряжений. Однако их значения можно увеличить предварительной термоциклической тренировкой по любому из указанных режимов под напряжениями, превышающими исходное.

Установлены следующие функциональные зависимости:

$$\begin{aligned} \gamma_{\text{П}}^1 &= K^1(\tau_{\text{ТР}}/\tau)f^1(\tau); & \gamma_{\text{ПП}}^1 &= K^1(\tau_{\text{ТР}}/\tau)f^1(\tau); & \gamma_{\text{П}}^2 &= K^2(\tau_{\text{ТР}}/\tau)f^2(\tau); \\ \gamma_{\text{ПП}}^2 &= K^2(\tau_{\text{ТР}}/\tau)f^2(\tau); & \gamma_{\text{ПОП}}^3 &= K^3(\tau_{\text{ТР}}/\tau)f^3(\tau); & \gamma_{\text{П}}^3 &= K^3(\tau_{\text{ТР}}/\tau)f^3(\tau); \end{aligned}$$

где τ и $\tau_{\text{ТР}}$ – величины действующих и тренировочных напряжений соответственно; $f^i(\tau)$ и $K^i(\tau_{\text{ТР}}/\tau)$ – безразмерные функции, удовлетворяющие условиям $df^i/d\tau > 0$; $d^2f^i/d\tau^2 < 0$ и $K^i(\tau_{\text{ТР}}/\tau) > 1$. Причем в отдельных случаях (например, в первом режиме) величина функции $K^i(\tau_{\text{ТР}}/\tau)$ достигала 7.

Вышесказанное свидетельствует, что предварительная термоциклическая тренировка может приводить к многократному увеличению обратимой составляющей деформации. На необратимую составляющую деформации указанная тренировка в полном соответствии с аналогичными данными для марганцемедных сплавов демонстрирует диаметрально противоположное действие, заметно уменьшая последнюю [1].

1. Андронов И.Н., Лихачев В.А. Изв. Вузов. Цветная металлургия. 1986. №2. С. 97-102.

ТЕРМОСИЛОВЫЕ ПОВЕРХНОСТИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ В МАТЕРИАЛАХ С КАНАЛАМИ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ

Андронов И.Н., Гаврюшин С.С., Богданов Н.П., Крючков С.В

Ухтинский Государственный Технический Университет, г. Ухта, Р. Коми, Россия
iandronov@mail.ru

В работе [1] изложены определяющие соотношения, позволяющие ставить задачи мартенситной неупругости в рамках механики деформируемого тела (МДТ). Там же подробно описан смысл используемых в уравнениях (1÷3) символов:

$$d\Phi = H(\mathcal{T}^*) \left\{ H\left(T^* - A_H\right) \frac{\pi}{2} \cdot \frac{\mathcal{T}^*}{A_K - A_H} \cdot \sin\pi \left(\frac{A_H - T^*}{A_K - A_H} \right) H\left(A_K - T^*\right) \right\} dt -$$

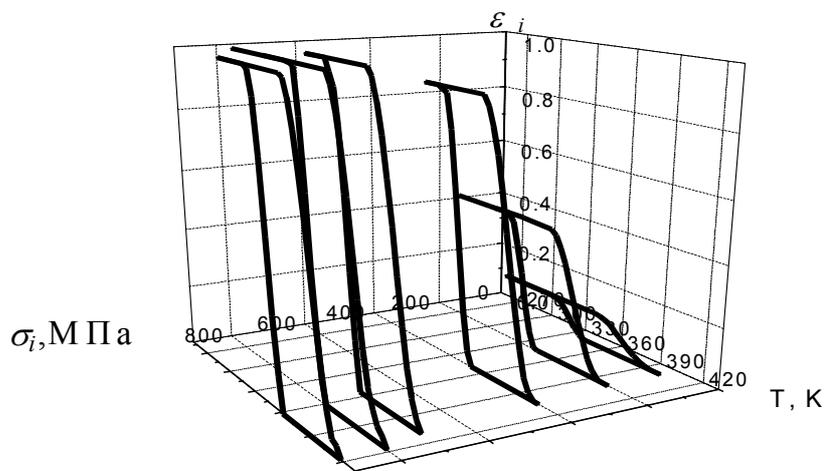
$$- H\left(-\mathcal{T}^*\right) \left\{ H\left(M_H - T^*\right) \frac{\pi}{2} \cdot \frac{\mathcal{T}^*}{M_H - M_K} \cdot \sin\pi \left(\frac{M_H - T^*}{M_H - M_K} \right) H\left(T^* - M_K\right) \right\} dt$$
(1)

$$\mathcal{T}^* = \mathcal{T} - \frac{T_0}{q} D_{ij} \cdot \mathcal{E}_{ij}$$
(2)

$$d\mathcal{E}_{ij} = H(-\mathcal{T}) \left\{ a_1 \left[\sigma'_{ij} H(\sigma_i^0 - \sigma_i) + \sigma''_{ij} \tilde{H}(\sigma_i - \sigma_i^0) \right] + A(\sigma_i) b_1 \left[L_{ij} H\left(|L_{ij}^0| - |L_{ij}|\right) + L_{ij}^0 \tilde{H}\left(|L_{ij}| - |L_{ij}^0|\right) \right] \right\} d\Phi +$$

$$+ H(\mathcal{T}) \left\{ a_2 \left[\sigma'_{ij} H(\sigma_i^0 - \sigma_i) + \sigma''_{ij} \tilde{H}(\sigma_i - \sigma_i^0) \right] + A(\sigma_i) b_2 \left[L_{ij} H\left(|L_{ij}^0| - |L_{ij}|\right) + L_{ij}^0 \tilde{H}\left(|L_{ij}| - |L_{ij}^0|\right) \right] \right\} d\Phi$$
(3)

На рисунке представлены термосиловые поверхности термоциклирования в полных интервалах мартенситных переходов, полученные из численного решения уравнений (1÷3) с использованием материальных констант, подробно описанных в [1].



Полученные поверхности могут быть использованы при численном решении объемных задач в рамках МДТ для материалов с каналами мартенситной неупругости.

1. Андронов И.Н., Крючков С.В., Овчинников С.К. Труды VI Международного Симпозиума “Современные проблемы прочности” имени В.А. Лихачева. 20 – 24 октября 2003 г. Великий Новгород. С. 167 – 172.

ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА МАГНИТНЫМ МЕТОДОМ

Агинеи Р.В.¹, Кузьбожев А.С.¹, Андронов И.Н.², Алиев Т.Т.³

¹ Филиал ООО «ВНИИГАЗ» – «Севернипгаз», Ухта, Россия

² Ухтинский государственный технический университет, Ухта, Россия.

iandronov@mail.ru

³ ООО «Севергазпром», Ухта, Россия

В работе исследовали зависимость между механическими свойствами, структурой металла и величиной коэрцитивной силы H_c [1].

Для исследования были отобраны семь образцов трубной стали марки 17Г1С различных заводов-изготовителей. По стандартным механическим свойствам в соответствии с ГОСТ образцы разбивались на 2 группы. Первая группа (4 образца) характеризуется нормативными значениями механических свойств и умеренной величиной коэрцитивной силы $H_c = 4,0 \dots 5,5$ А/см, вторая группа (3 образца) – повышенными прочностными (σ_B) и сниженными пластическими (δ) свойствами и повышенной величиной коэрцитивной силы $H_c = 7,15 \dots 9,0$ А/см.

Анализ полученных данных показал, что для первой и второй групп коэрцитивная сила, в целом, возрастает с ростом пластических и прочностных свойств ($\sigma_{0,2}$ и σ_B).

Металлографические исследования образцов показали, что структура металла образцов первой группы является типичной для нормализованной стали 17Г1С (рис. 1а). У второй группы структура неравномерная: наряду с феррито-перлитной составляющей имеются участки мелкодисперсной закалочной мартенситной структуры, полосчатости и обезуглероживания (рис. 1б).

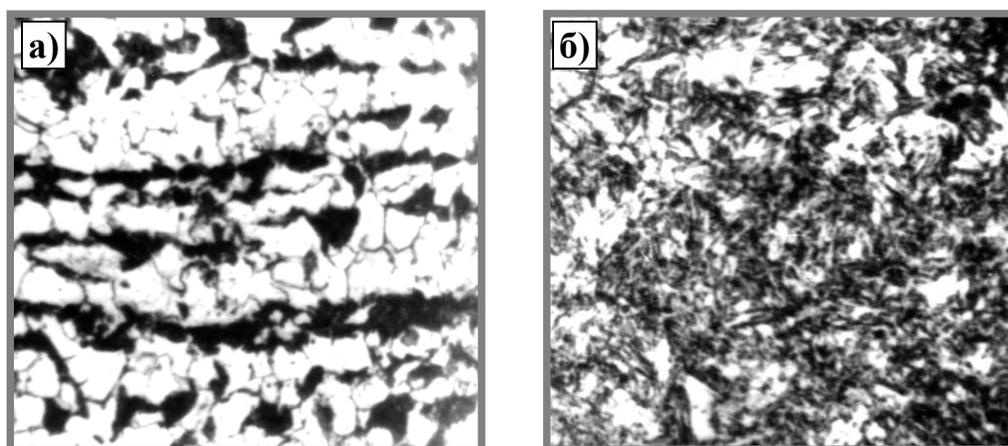


Рис.1 Микроструктура стали образцов первой (а) и второй групп (б), $\times 120$

Таким образом, установлено, что магнитный метод измерения коэрцитивной силы может эффективно применяться в качестве неразрушающего индикатора структурного состояния металла и выявления зон со сниженными пластическими свойствами на действующих технологических объектах.

1. Бида Г.В., Ничипурук А.П. Коэрцитиметрия в неразрушающем контроле // Дефектоскопия. – 2000. - № 10. – С. 3 – 28.

СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ

Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливец В.М., Солодова И.Л.

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

В работе исследованы закономерности изнашивания высокоуглеродистых сталей (0.83–1.84 мас.% С), подвергнутых закалке в воде (790–1200°C), обработке холодом (–196°C) и отпуску (75–700°C), при скольжении по закрепленному абразиву. Электронно-микроскопическим, рентгеновским и металлографическим методами изучены структурные изменения, происходящие в сталях при изнашивании.

Установлено влияние остаточного аустенита и концентрации углерода в мартенсите на сопротивление разрушению в условиях микрорезания (изнашивание по корунду) и пластического оттеснения (изнашивание по кремнию). При реализации механизма пластического оттеснения в значительно большей степени проявляется отрицательная роль повышенной хрупкости высокоуглеродистого мартенсита. Формирование 60–70 об.% метастабильного остаточного аустенита при высокотемпературной закалке обеспечивает заэвтектоидным сталям максимальный уровень износостойкости в условиях микрорезания, однако приводит к пониженной износостойкости в условиях пластического оттеснения.

Высокоуглеродистый остаточный аустенит закаленных заэвтектоидных сталей, превращающийся при абразивном воздействии в высокопрочный мартенсит деформации, препятствует резкому снижению износостойкости закаленных сталей при низком (до 250°C) отпуске. Повышенная износостойкость метастабильного остаточного аустенита во многом связана с его положительным влиянием на вязкость разрушения, реализующегося в условиях изнашивания.

Избыточная карбидная фаза в количестве до 15 мас.% не оказывает заметного влияния на твердость и абразивную износостойкость заэвтектоидных сталей, закаленных от 790°C и отпущенных при 75–150°C, однако замедляет снижение твердости и износостойкости при температурах отпуска 175–700°C. Графитные включения, понижающие твердость закаленных, а также низкоотпущенных высокоуглеродистых сталей, не оказывают заметного влияния на сопротивление абразивному изнашиванию. Сильное уменьшение твердости сталей в интервале температур отпуска 350–700°C сопровождается относительно небольшим снижением износостойкости, поскольку коагуляция не изменяет объемной доли карбидной фазы. Абразивная износостойкость высокоуглеродистых сталей, подвергнутых среднему и высокому отпускам, возрастает при увеличении объемной доли карбидов отпуска и практически не зависит от количества крупных избыточных карбидов.

1. Korshunov L.G., Makarov A.V., Chernenko N.L. Ultrafine Structures Formed upon Friction and Their Effect on the Tribological Properties of Steels // *The Physics of Metals and Metallography*. 2000. V. 90, Suppl.1. P. S48–S58.
2. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Солодова И.Л. Износостойкость и деформационное упрочнение углеродистых и низколегированных инструментальных сталей в условиях трения скольжения с большими контактными нагрузками // *Трение и износ*. 2000. Т.21. № 5. С.501–510.
3. Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливец В.М. и др. Структура, трибологические и механические свойства азотсодержащих высокохромистых сталей с мартенситной основой // *ФММ*. 2003. Т.96. Вып.3. С.101–112.

НЕКОТОРЫЕ ПРОБЛЕМЫ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ОКОЛО ОТВЕРСТИЙ В МИКРОПОЛЯРНЫХ ПЛАСТИНАХ

Саркисян С. О.

Государственный педагогический институт, Гюмри, Армения

Вопрос о распределении напряжений в плоском или трехмерном поле, ослабленном отверстием, и о концентрации напряжений около отверстий представляет значительный технический интерес.

Весьма актуально развитие теории и методов расчета тонких упругих пластин и оболочек с отверстиями – одних из наиболее распространенных элементов конструкций, которые применяются в различных отраслях современной техники.

В последнее время интенсивно развивается теория концентрации напряжений вокруг отверстий в пластинах и оболочках на базе уточненных теорий.

Исследование концентрации напряжений в пластинах и оболочках около отверстий с учетом моментных напряжений – проблема, которой необходимо уделять все больший и больший интерес. Быстро меняющееся напряженное поле, возникающее в локальных зонах отверстий, должно быть чувствительно к введению в задачу моментных напряжений.

В работе [1] построена асимптотическая теория упругих тонких микрополярных пластин. Построен внутренний итерационный процесс, на основе которого создана прикладная двумерная теория упругих тонких микрополярных пластин. Построена теория погранслоев. Доказано существование четырех типов погранслоев – плоского и антиплоского силового погранслоев и плоского и антиплоского моментного погранслоев. Построены функции типа погранслоев и общее решение каждого из погранслоев. Разработан вариационный способ получения значений производов погранслоев.

Таким образом, создана теоретическая база для изучения задач концентрации напряжений вокруг отверстий для микрополярных пластин, т.е. концентрацию напряжений в микрополярных пластинах можно изучать на основании асимптотической теории трехмерной проблемы несимметричной (моментной, микрополярной) теории упругости.

В работе изучаются задачи о концентрации напряжений около кругового и эллиптического отверстий для упругой, микрополярной бесконечной пластинки. Для большей общности рассмотрена микрополярная пластинка с круговым (эллиптическим) отверстием, нагруженная на бесконечности различными системами усилий и моментов, а также рассмотрена пластинка, свободная на бесконечности и нагруженная по поверхности отверстия. Изучаются поставленные задачи как для обобщенного плоского напряженного состояния, так и для изгиба микрополярной пластинки. Приводятся конкретные числовые результаты.

1. Саркисян С. О. О некоторых результатах внутреннего и краевого расчетов тонких пластин по несимметричной теории упругости//В сборнике: Проблемы механики тонких деформируемых тел. Ереван: Изд-во НАН Армении. 2002. С.285-296.

ОБРАЗОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ ПРИ ШАРОВОМ ПОМОЛЕ Ge И СМЕСИ ПОРОШКОВ Al₅₀Ge₅₀

Леонов А.В., Фадеева В.И.

Химический факультет МГУ, Москва, Россия
leonov@general.chem.msu.ru

Метод шарового помола широко используется как при активации интерметаллидов или порошков отдельных элементов, так и при механическом сплавлении смеси порошков. При этом достаточно часто наблюдается образование метастабильных фаз. Существенное влияние на характер образующихся фаз оказывает энергонапряженность мельющих аппаратов.

В данной работе помол проводили в низкоэнергетической (энергонапряженность ~1 Вт/г) вибрационной мельнице в атмосфере аргона.

При механоактивации Ge с продолжительностью помола, по данным сканирующей электронной микроскопии, происходит уменьшение размера частиц, средний размер которых составляет ~ 25 мкм и ~ 12 мкм после 1 ч и 8 ч соответственно. При этом частицы имеют неправильную форму и значительное распределение по размерам. По данным рентгеновского дифракционного анализа механоактивация приводит к значительному уширению линий, что связано с формированием субструктуры – накоплением среднеквадратичных микродеформаций $\langle \epsilon \rangle$ и уменьшением величины областей когерентного рассеяния (ОКР). После 8ч помола величина ОКР достигает 12 нм и $\langle \epsilon \rangle \sim 0.7\%$. Особенностью дифрактограмм механоактивированного Ge является поднятие фона в интервале углов $2\theta \approx 45-53^\circ$ (Cu K α излучение) между отражениями (202) и (113). При данных условиях механоактивации максимальное значение фона достигается при 4 ч помола, и с увеличением времени до 8 ч это состояние мало изменяется. Это не описывается наложением “хвостов” уширенных дифракционных отражений и, по видимому, связано с присутствием некоторой доли аморфной фазы.

Помол смеси порошков состава Al₅₀Ge₅₀ приводит к тому, что уже на ранних стадиях обработки на дифрактограмме, кроме линий исходных компонентов, можно отметить появление слабых дополнительных отражений, соответствующих метастабильной фазе с ромбоэдрической структурой. При данных условиях механического сплавления максимальная интенсивность линий этой фазы достигается после обработки в течение 4 часов, но при этом также присутствуют дифракционные отражения, соответствующие Al и Ge. Следует отметить, что, в отличие от механоактивации чистого Ge, помол смеси порошков Al и Ge не приводит к образованию аморфной фазы.

Методом дифференциальной сканирующей калориметрии и изотермическими отжигами была определена термическая стабильность образующихся метастабильных фаз.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 03-02-16267.

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ В ИСКУССТВЕННО СТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛАХ

Лепов В.В., Архангельская Е.А. *, Иванова А.А., Ачикасова В.С., Ларионов В.П.

ИФТПС СО РАН, г.Якутск, Россия

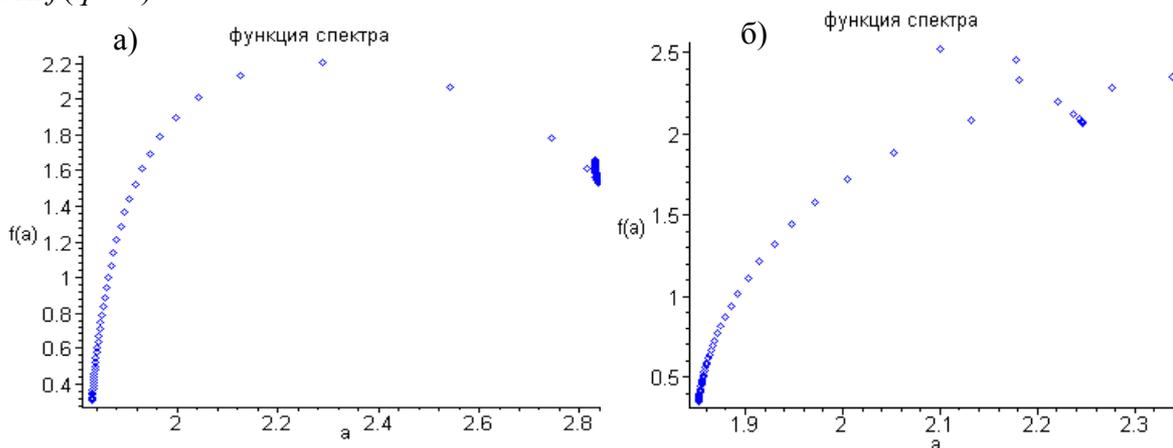
* ФТИ ЯГУ, г.Якутск, Россия

wisecold@mail.ru

Для выявления особенностей механизмов разрушения материалов с различной структурной повреждаемостью применен метод эволюционного иерархического моделирования [1]. Для этого методами оптической и зондовой фрактографии и микроскопии исследована поверхностная дефектность изготовленных из поли-, субмикро- и нанокристаллических материалов образцов на различных структурных уровнях. В силу особой точности при определении высот поверхности, метод сканирующей туннельной микроскопии является наиболее подходящим для количественного исследования поверхностного рельефа изломов и специально подготовленных микроструктур.

Для материалов с различной степенью дисперсности выявлена зависимость поверхностной поврежденности в процессе нагружения от локализации деформации по границам зерен, а также существенное влияние на процессы пластической деформации и накопления повреждений специфической структуры материала, сформированной под воздействием многократной пластической деформации, высокотемпературного прессования, а также водорода.

Предложены методы количественной интерпретации поверхностной поврежденности методами мультифрактального анализа [2]. Результаты математической обработки сканирования зоны границы зерна до (а) и после (б) деформирования в виде мультифрактальных спектров $f(\alpha)$ канонического вида представлены на рисунке. Определены такие числовые характеристики спектра, как фрактальная хаусдорфова, информационная и корреляционная размерности D_0 , D_1 , D_2 , а также степень скрытой периодичности структур Δ изучаемой поверхности деформирования и ее степень однородности $f(q=\infty)$.



Работа выполнена при поддержке РФФИ (гранты 03-01-96000; 03-02-96000; 04-01-00837) и программ фундаментальных исследований Президиума и специализированных отделений РАН.

1. Лепов В.В., Алымов В.Т., Ларионов В.П. Стохастическое моделирование разрушения дефектной среды. Часть 1. Иерархия предельных состояний. //Материаловедение, 2003, №11.
2. Лепов В.В., Ачикасова В.С., Иванова А.А., Исследование поврежденности низколегированной стали и кристаллов алмаза методами фрактального анализа. // Труды I Евразийского Симпозиума по проблемам прочности материалов в условиях холодного климата. Якутск, 2002. Ч.2. – С.93-107.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА ПРОЦЕСС РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВА Ni_2MnSn

Леонова Е.А.¹⁾, Калошкин С.Д.¹⁾, Леонов А.В.²⁾

¹⁾ *Московский Государственный институт стали и сплавов, Москва, Россия*

²⁾ *Московский Государственный университет им. Ломоносова, Москва, Россия*

leafox@pochta.ru

Методами рентгено-структурного анализа и дифференциально-сканирующей калориметрии изучен процесс разупорядочения в сплаве Гейслера Ni_2MnSn при многократной механической деформации в шаровых мельницах в зависимости от энергетики мельниц.

Сплав был приготовлен плавкой в электродуговой печи в атмосфере аргона с последующим гомогенизирующим отжигом при 900°C в течение 170 часов. Рентгенофазовый анализ показал, что сплав являлся однофазным со структурой $L2_1$. Период решетки и соотношение интенсивностей линий близки к табличным значениям для сплава Гейслера Ni_2MnSn , что указывает на высокую степень дальнего порядка.

Механообработка проводилась в шаровой планетарной мельнице (интенсивность обработки ~ 5 Вт/грамм) и в вибрационной мельнице (интенсивность ~ 1 Вт/грамм) в течение различных промежутков времени. На дифрактограммах сплава Ni_2MnSn с увеличением времени помола наблюдалось последовательное уменьшение отношения интегральных интенсивностей сверхструктурного отражения (111) к структурному (220), что свидетельствует об уменьшении степени дальнего порядка по типу $L2_1$. В то же время отношение интегральных интенсивностей сверхструктурного максимума (200) к структурному (220) практически не меняется, что говорит о сохранении упорядочения по типу $B2$. Можно предположить, что такое изменение свидетельствует о том, что разупорядочение в данном сплаве происходит, в основном, между подрешетками марганца и олова. Длительная механообработка с малой интенсивностью приводит к более сильному разупорядочению (исчезновение сверхструктурных отражений с нечетными индексами) по сравнению с высокоэнергетической механоактивацией. Такое различие может быть связано с различной температурой проведения процесса механообработки.

Рентгено-структурный анализ показал, что происходит уменьшение значения периода решетки в процессе механообработки, а также уменьшение областей когерентного рассеяния. Низкоэнергетический помол с более высокой степенью разупорядочения приводит к более низкому значению периода решетки ($a = 0.6018$ нм) по сравнению с высокоэнергетическим ($a = 0.6033$ нм).

Методом ДСК была определена устойчивость разупорядоченного состояния сплава Ni_2MnSn . Тепловыделение происходит в широком интервале температур ($110 - 500^\circ\text{C}$) с максимумом при температуре $\sim 330^\circ\text{C}$.

СРАВНЕНИЕ ПРОЦЕССОВ МЕХАНОСИНТЕЗА АЛЮМИНИДОВ Ni И Co

Третьяков К.В., Портной В.К., Фадеева В.И.

Московский Государственный Университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия
ktretjakov@general.chem.msu.ru

Методом рентгенодифракционного анализа изучены процессы структурного превращения при механохимическом синтезе (МС) алюминидов кобальта (Co - 10, 20, 25 и 50 ат. %Al) и никеля (Ni – 25, 37.5, 41 и 50 ат. %Al). Кроме того, рассмотрено высокоэнергетическое деформационное воздействие при шаровом помоле на интерметаллиды Co_2Al_5 и Ni_2Al_3 . Рассмотрены особенности кинетики формирования алюминидов в системах Co-Al и Ni-Al, предложены механизмы образования интерметаллидов и выявлены основные различия для этих систем.

При МС алюминидов кобальта наблюдается перестройка кристаллической структуры кобальта за счет увеличения дефектов упаковки в гексагональной фазе кобальта. Присутствие Al стабилизирует и ускоряет переход в кубическую модификацию при увеличении его количества. Процесс формирования алюминида никеля тоже протекает по диффузионному механизму, однако накопление высокой концентрации дефектов упаковки не является решающим фактором, влияющим на скорость образования продукта МС. Моноалюминиды никеля и кобальта (типа CsCl) при МС образуются по «взрывному» механизму, однако латентный период значительно больше у Co из-за большей пластичности металла и расходования подводимой энергии на структурную перестройку $Co_{ГП}$ в $Co_{ГЦК}$.

При МС алюминидов $Ni_{75}Al_{25}$ и $Co_{80}Al_{20}$ по схеме $Me_{50}Al_{50} + xMe \xrightarrow{МС} Me_{50+x}Al_{50-x}$ происходит частичное разупорядочение В2 фазы с образованием вакансий в подрешетке Ni и Co. Диффузия атомов Ni в решетку частично разупорядоченной В2 фазы проходит значительно быстрее, чем атомов Co. Это связано с особенностью кобальта, который перестраивается из ГП в ГЦК модификацию.

Обнаружено, что высокоэнергетическая шаровая деформация интерметаллидов Ni_2Al_3 и Co_2Al_5 приводит к перестройке ромбоэдрической и гексагональной структур в ОЦК структуру. Однако, ромбоэдрический Ni_2Al_3 перестраивается в упорядоченную ОЦК структуру типа CsCl, а гексагональный Co_2Al_5 в ОЦК твердый раствор.

Проведено сравнение параметров субструктуры – размеров ОКР и микродеформаций, а также периодов решетки кобальта (обеих модификаций) и никеля на промежуточных этапах МС. Кроме того, для кобальтовых сплавов проведена оценка вероятности образования дефектов упаковки в кобальте и твердом растворе на его основе, как в гексагональной, так и в кубической модификациях в процессе формирования твердых растворов.

Методом ДСК калориметрии и отжигов изучена температурная устойчивость полученных МС сплавов.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 02-02-16154.

ОБРАЗОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ Fe-Si-B МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Абросимова Г.Е.¹⁾, Аронин А.С.¹⁾, Добаткин С.В.^{2,3)}, Калошкин С.Д.³⁾,
Матвеев Д.В.¹⁾, Рыбченко О.Г.¹⁾, Татьянин Е.В.^{2,4)}

¹⁾Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Московская обл.

²⁾Институт металлургии и материаловедения РАН, г.Москва

³⁾Московский государственный институт стали и сплавов

⁴⁾Институт физики высоких давлений РАН, г.Троицк, Московская обл.

orybch@issp.ac.ru

Уникальные магнитные свойства нанокристаллических сплавов на основе железа, полученных кристаллизацией аморфных сплавов, обуславливают все возрастающий интерес к этим материалам. Однако сложности с получением массивных образцов нанокристаллических сплавов значительно ограничивают область их применения.

В представленной работе изучено формирование нанокристаллической структуры методом интенсивной пластической деформации (ИПД) в быстрозакаленном аморфном сплаве системы Fe-Si-B, являющемся основой для нанокристаллических сплавов типа Finemet, но не содержащем, в отличие от них, медь и ниобий. При обычной кристаллизации аморфной фазы в этом сплаве нанокристаллическая структура не образуется.

Ленты аморфного сплава толщиной 30 мкм были получены методом спиннингования расплава. ИПД проводилась кручением под давлением 4 ГПа с истинной логарифмической степенью деформации $5,8 \div 6,3$ на середине радиуса образца при температурах 20⁰, 200⁰ и 400⁰ на образцах диаметром 3 мм и толщиной 0,24 мм, которую получали сложением 8 лент.

Фазовые превращения при кристаллизации, морфология, структура и распределение выделений исследованы методами дифференциальной сканирующей калориметрии, просвечивающей электронной микроскопии и рентгеновской дифрактометрии. Изучена структура сплава в зависимости от условий ИПД. Показано, что при достижении некоторой степени пластической деформации образуется нанокристаллическая структура: в исходной аморфной матрице образуются нанокристаллы α -Fe, размер которых не превышает 20 нм. Распределение кристаллов не является равномерным во всех случаях. Фазовый состав образующейся нанокристаллической структуры зависит от степени ИПД.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проект № 03-02-17227), программы Президиума РАН «Фундаментальные проблемы физики и химии наноразмерных систем и наноматериалов» и программы ОФН РАН «Новые материалы и структуры».

СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ НИОБАТА ЛИТИЯ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Кадыров А.Л., Каримов С.Н., Козиев К.С., Умаров М.

Худжанский науч. Центр АН РТ, Худжанд, Татжикистан
hush@khj.tajik.net

Исследование структурных фазовых переходов в кристаллах и влияние примесей на их свойства представляет значительный интерес в связи с расширением области их применения при разработке электронных приборов, работающих в различных экстремальных условиях. Одним из наиболее удобных объектов для изучения структурных фазовых переходов являются сегнетоэлектрики. Характерной особенностью сегнетоэлектрических кристаллов является аномально резкое возрастание статической диэлектрической проницаемости вблизи точки структурного фазового перехода (T_c).

В работе [1] приведены результаты исследования сегнетоэлектрических кристаллов ниобата лития в широком интервале температур, включая T_c , полученные изочастотным методом КРС. В настоящей работе исследуется влияние примесей железа с концентрацией от 0 до 0,03% на температуру фазового перехода в кристаллах ниобата лития. Приведены изочастотные зависимости $i(\Omega, x)$ для кристаллов ниобата лития без примеси [1]. На изочастотных зависимостях, соответствующих возбуждению мягкой моды, обнаруживаются отчетливые максимумы, положение которых стремится к точке перехода, а интенсивность увеличивается с уменьшением фиксированной частоты Ω .

При вычислении теоретических значений X использовался коэффициент, характеризующий температурную зависимость частоты релаксации, равный $0,56 \text{ см}^{-1}\text{град}^{-1}$. Это дает возможность оценить частоту релаксации Ω_R и можно получить зависимость времени релаксации параметра порядка от температуры. В литературе до сих пор нет сведений об измерении времени релаксации параметра порядка каким-либо независимым методом. Наблюдаемый нами отчетливый максимум обусловлен динамическими флуктуациями, вызываемыми нестабильностью кристаллической решётки вблизи температуры структурного фазового перехода. Нами установлено, что величина этого максимума не связана с дефектностью образца. Кроме того, резкий спад интенсивности рассеяния ($\Delta T \approx 0,1\text{K}$) соответствует температуре структурного фазового перехода. Интенсивность этого максимума существенно отличается у различных образцов ниобата лития и сильно возрастает при наличии в кристалле дефектов. В связи с этим, нами были исследованы кристаллы ниобата лития, легированные железом различной концентрации: $N = 0,004; 0,009; 0,015; 0,018; 0,023$ и $0,030\%$. Оказывается, при изменении концентрации примеси железа от 0 до 0,03% происходит смещение точки фазового перехода на 23 К в сторону низких температур. Это по – видимому, говорит о том, что примесь железа понижает симметрию кристалла ниобата лития, создает отвечающие ненулевому локальному параметру порядка искажения, направленные хаотически. В результате, пространственная флуктуация параметра порядка препятствует установлению дальнего порядка и, следовательно, уменьшает критическую температуру. При этом такой эффект открывает возможность для осуществления генерации излучения в широкой области спектра при помещении опалесцирующего кристалла в оптический резонатор, а также для реализации низкопорогового обращения волнового фронта.

1. Умаров М. Некоторые вопросы термического поведения структуры и физических свойств кристаллов. Автореферат докторской диссертации Душанбе, 1996. –31с.

ИЗУЧЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ ПУТЕМ ВЗРЫВОПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Валюженич М.К., Кривченко А.Л., Кириленко Ю.Н., Никульшин П.А.

Самарский государственный технический университет, Самара, Россия

physics@samgtu.ru

В последнее время в промышленную технологию создания упрочняющих и защитных покрытий успешно внедряются импульсные детонационные методы обработки поверхностей.

Перспективным направлением создания покрытий из тугоплавких соединений является метод взрывоплазменного напыления, который основан на воздействии мощных импульсных потоков низкотемпературной плазмы на обрабатываемую поверхность и распыляемый порошок.

Целью данной работы послужило изучение физико-механических свойств покрытий, получаемых взаимодействием материала подложки (титановые сплавы ВТ9 и ОТ4) с активным элементом газового потока – порошкообразным бором. Выбор данной системы основан на физико-механических свойствах возможных продуктов реакции, а также на термодинамических характеристиках данных элементов.

Для изучения физико-механических свойств образующихся покрытий, а также выяснения механизма их формирования, был проведен ряд анализов.

Рентгеноструктурный анализ показал, что основными компонентами покрытий являются диборид титана и свободный (остаточный) титан. Их содержание в покрытии зависит от величины плотности теплового потока. Фазовый состав остаточного титана представлен α' , ω и α'' - фазами титана. В сплаве ВТ9 ω -фаза составляет основу остаточного титана (от 60 до 90%). В сплаве ОТ4 ее содержание невелико и, в основном, преобладают α' и α'' - фазы. Также в покрытии присутствует незначительное (до 10%) количество карбида титана нестехиометрического состава. Его образование, вероятно, обусловлено погрешностями эксперимента. С изменением плотности теплового потока содержание карбида титана в составе покрытия остается практически постоянным.

Увеличение плотности теплового потока приводит к увеличению толщины образующихся покрытий, о чем свидетельствуют кривые зависимости.

Приведены также зависимости изменения микротвердости полученных покрытий по их глубине. Распределение микротвердости по глубине покрытия указывает на то, что подвод бора в зону реакции происходит за счет кинетической энергии частиц, которая определяется их агрегатным состоянием.

Результаты измерения микротвердости показывают, что синтез TiB_2 проходит по всей глубине покрытия, то есть носит объемный характер.

Приведенные анализы и результаты физико-механических исследований позволяют не только надеяться на перспективность использования полученных покрытий, но и представляют интерес для физики прочности и пластичности твердых тел.

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ И СКОРОСТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ГЦК МЕТАЛЛОВ

Колупаева С.Н., Семенов М.Е., Пуспешева С.И.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Россия
vir@mail.tomsknet.ru

Для исследования влияния температуры и скорости деформации на деформационное упрочнение и поведение подсистемы деформационных дефектов в г.ц.к. металлах в условиях пластической деформации скольжения использована математическая модель, основанная на уравнениях баланса деформационных дефектов [1]. Среда деформационных дефектов характеризуется: сдвигообразующими дислокациями, дислокациями в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типа, межузельными атомами, вакансиями и бивакансиями. В модели учтены аннигиляция сдвигообразующих дислокаций в результате поперечного скольжения винтовых дислокаций и переползания невинтовых дислокаций при осаждении на их экстраплоскостях точечных дефектов, а также аннигиляция дислокационных диполей в результате осаждения на них точечных дефектов. Аннигиляция деформационных точечных дефектов происходит в результате их осаждения на дислокациях и при их взаимодействии с деформационными и термодинамически равновесными точечными дефектами. Расчеты проведены для монокристаллов алюминия, меди и никеля, деформируемых с постоянной скоростью деформации, с использованием разработанного пакета прикладных программ [2].

Назначение пакета прикладных программ – автоматизация моделирования процессов пластической деформации в деформируемых г.ц.к. материалах. Поскольку процессы генерации и аннигиляции деформационных дефектов являются существенно разноскоростными, система ОДУ (обыкновенных дифференциальных уравнений) баланса деформационных дефектов является жесткой. Для расчетов использованы неявные многозначные методы Гира переменного порядка. Пакет имеет дружественный интерфейс и ориентирован на пользователей, не имеющих навыков программирования и опыта работы с системами ОДУ.

Модельная температурная и скоростная зависимости деформирующего напряжения качественно согласуется с экспериментальными данными. С повышением температуры уменьшается коэффициент деформационного упрочнения и значение деформирующего напряжения. Можно выделить интервалы сильной и слабой температурной зависимости, связанные с изменением интенсивности аннигиляционных процессов за счет деформационных дефектов различного типа.

Получены зависимости плотности дислокаций (сдвигообразующих дислокаций, дислокаций в вакансионных и межузельных дипольных конфигурациях) и концентрации точечных дефектов от степени деформации для широкого интервала температур и скоростей деформирования. Для каждого типа дефектов можно выделить интервалы сильной и слабой температурной и скоростной зависимости, которые согласуются с интервалами температурной и скоростной зависимости деформирующего напряжения.

1. Колупаева С.Н., Пуспешева С.И., Попов Л.Е. // Известия РАН. Серия физическая. Т. 67, № 10, 2003. - С. 1380-1387.
2. Семенов М.Е., Колупаева С.Н. // Доклады Томского государственного университета систем управления и радиоэлектроники. Автоматизированные системы обработки информации, управления и проектирования. 2003. Т. 8. С. 127-133.

НЕИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ И РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ МАССИВНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА $\text{Pd}_{40}\text{Cu}_{30}\text{Ni}_{10}\text{P}_{20}$

Берлев А.Е., Бобров О.П., Лаптев С.Н., Хоник В.А., Чах К.

Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия
Институт экспериментальной физики Словацкой академии наук, Кошице, Словакия
sergey@vspu.ac.ru

Некоторые расплавы на основе Pd являются отличными стеклообразователями и позволяют получать так называемые массивные металлические стекла (МС) в виде пластин толщиной до нескольких сантиметров. Скорость закалки, требуемая для получения массивных МС, на несколько порядков ниже, чем скорость закалки, необходимая для приготовления ленточных МС того же состава. Можно предположить, что огромная разница в скоростях закалки ленточных и массивных МС должна привести к существенной разнице в кинетике их гомогенной пластической деформации. Этот вопрос, однако, остается по существу неисследованным.

Массивное МС вышеуказанного состава изготовлялось закалкой расплава из кварцевой ампулы в медную изложницу в вакууме со скоростью порядка 10^2 К/с. Полученные таким способом отливки имели размеры $2.5 \cdot 60$ мм³. Измерения ползучести проводились при помощи термомеханического анализатора при различных скоростях нагрева в диапазоне от 0.33 до 10 К/мин и напряжении 108 МПа. По результатам измерений рассчитывалась сдвиговая вязкость как функция температуры и скорости нагрева ниже и выше температуры стеклования T_g . Показано, что вязкость чрезвычайно быстро снижается с температурой при $T > T_g$, оставаясь независимой от скорости нагрева. В области $T < T_g$ наблюдается сильная зависимость вязкости от скорости нагрева.

Измерения релаксации растягивающих напряжений нагруженных при комнатной температуре образцов проводились при помощи разрывной машины струнного типа в том же диапазоне скоростей нагрева для двух различных начальных напряжений, 350 и 450 МПа. Установлено, что кинетика релаксаций напряжений зависит от предварительной термообработки. В любом случае, полная релаксация напряжений имеет место при температурах ниже температуры стеклования.

Отмечено, что кинетика ползучести и релаксации напряжений исследуемого массивного МС весьма близка к таковой, наблюдаемой в случае для ленточного МС того же состава.

По результатам измерений ползучести и релаксации напряжений ниже T_g в рамках модели направленной структурной релаксации был восстановлен спектр энергий активации необратимой вязкоупругой деформации. Показано, что результаты восстановления спектра из независимых данных по ползучести и релаксации напряжений находятся в хорошем соответствии друг с другом.

ЯВЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ РЕЛАКСАЦИИ, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ НЕОБРАТИМОЙ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИЕЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ

Хоник В.А.

Воронежский государственный педагогический университет, Воронеж, Россия
khonik@vspu.ac.ru

Металлические стекла (МС) являются сильно неравновесными структурами, что определяет наличие процессов самопроизвольной необратимой структурной релаксации, приводящих к уменьшению свободной энергии и изменению практически всех физических свойств МС. Необратимая структурная релаксация в отсутствие внешней нагрузки приводит к изотропному сжатию МС, а в поле внешнего напряжения становится направленной, определяя накопление вязкоупругой деформации в соответствии с величиной и ориентацией внешней нагрузки. Если скорость необратимой структурной релаксации достаточно велика, возникает целый класс явлений механической релаксации. Эти явления и являются предметом доклада.

Показано, что скорость необратимой структурной релаксации определяется предварительной термообработкой МС. В случае свежезакаленных МС эта скорость мала при температурах $T < 400$ К. В области $T \approx 400$ К происходит резкое увеличение этой скорости до максимально возможной, определяемой главным образом энергетическим спектром соответствующих необратимых атомных перестроек. Поэтому вблизи $T \approx 400$ К при наличии внешнего напряжения начинается накопление вязкоупругой деформации. Эта деформация проявляется в явлениях ползучести, релаксации напряжений и внутреннего трения, подробно рассмотренных в докладе. Планируется представление подробной экспериментальной информации об этих явлениях для случая ленточных и массивных МС, а также рассмотрение способов описания кинетики накопления вязкоупругой деформации.

НАЧАЛЬНЫЕ СТАДИИ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ

Кукушкин С.А.

Институт проблем машиноведения РАН, Санкт-Петербург, Россия
ksa@phase.ipme.ru

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

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА СИСТЕМЫ Co-Fe-Cr-Si

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

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

При получении информации о стабильности свойств и температурных режимах эксплуатации металлических стекол (МС) необходимо изучить закономерности их структурных превращений. Целью работы являлось исследование морфологии фаз, структурных изменений в МС на основе кобальта, происходящих при кристаллизации после отжига.

Исследования проводили на МС, полученном путем спиннингования. Толщина ленты 30 мкм, состав: 83,7%Co+3,7%Fe+3,2%Cr+9,4%Si (вес.%). Перед испытанием образцы отжигали в печи при $T_{an} = 533 - 903$ К с выдержкой $t = 10$ min при каждой T_{an} . Аморфность МС контролировалась проведением рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-2 и ДСК (Rigaku 8230). Поверхность контактной стороны лент МС до и после термической обработки исследовалась оптической микроскопией.

Изучена морфология поверхностных слоев и характера роста кристаллов из аморфной фазы. После отжига при $688 \text{ К} < T < T_{crys}$ на поверхности наблюдается дендритная кристаллизация, не распространяющаяся вглубь аморфных фольг, а также выделение кубических кристаллов. Локальное уменьшение температуры кристаллизации на поверхности вызывается возникновением концентрационных градиентов, обусловленных избирательным окислением и сегрегацией легирующих элементов в поверхностных слоях лент МС.

Отжиг при $T_{an} = 533 - 653$ К не приводит к нарушению рентгеноаморфности исследуемого МС. С увеличением температуры происходит лишь увеличение ширины аморфного гало. Возрастание его ширины соответствует структурным перестройкам, связанным, очевидно, с изменениями степени регулярности ближнего порядка структуры МС. Отжиг при $T_{an} = 688$ К приводит к образованию в аморфной матрице первых кристаллов, идентифицируемых с β -Co фазой с ГЦК решеткой. С увеличением температуры T_{an} до 723 К на дифрактограммах отмечено увеличение числа дифракционных линий. Кроме β -Co появляются кристаллические фазы α -Co с ГПУ решеткой, а также соединений CoSi, Co₃V. При приближении температуры отжига к температуре кристаллизации ($T_{an} = 823$ К) интенсивность рентгеновских линий α и β Co еще более увеличивается, что указывает на возрастание объемной доли этих фаз в МС. При $T_{an} = 823$ К происходит кристаллизация всего объема исследуемого сплава. В целом, процесс кристаллизации исследуемого МС можно разделить на два этапа. На первом этапе фазовых превращений при переходе из аморфного в равновесное кристаллическое состояние происходит выделение фаз кобальта (ГЦК и ГПУ). На втором этапе – образованием комплексов фаз: металл-металлоид, металл-металл исследуемого сплава.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 01-01-00403).

МАКРОДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ОКСИДНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КЕРАМИК

Васильев Л.С.¹⁾, Карбань О.В.²⁾

¹⁾ Удмуртский государственный университет, г. Ижевск, Россия

²⁾ Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия

lvas@uni.udm.ru, uds@hti.udm.ru

Механизмы пластического деформирования и разрушения нанокристаллических керамик определяются рядом новых специфических явлений, которые не наблюдаются в поликристаллических материалах с достаточно большими размерами зерен. Причины этого заключаются в том, что в нанокристаллических структурах практически отсутствуют обычные дислокации, являющиеся основными носителями пластической деформации и концентраторами разрушающих напряжений в атомных решетках. Сильное взаимодействие с межкристаллитными границами вытягивает дислокации из объема нанозерна. На границах они также не могут удержаться в равновесии из-за притяжения к линиям стыков нанозерен. В результате нанозерна становятся бездефектными и жесткими, а пластическая деформация и процессы разрушения локализуются на границе нанозерен. В этих условиях объяснить механизмы процессов пластического деформирования и разрушения керамик с позиции классической теории дислокаций невозможно. Вместе с тем становится понятно, что для осуществления этих процессов в нанокристаллических структурах должны существовать элементарные носители пластической деформации, по-видимому, отличные от обычных дислокаций. В работах [1-3] было показано, что такими носителями могут быть линейные дефекты правильной упаковки нанозерен, и там же было предложено называть их макродислокациями. Был подробно изучен механизм скольжения макродислокаций по нанограницам и показано, что макродислокации могут обеспечивать не только пластическую и сверхпластическую деформацию нанокристаллических металлов, но и определять механизмы их разрушения.

Из достаточно общих представлений следует, что наличие макродислокаций должно быть универсальным свойством любых нанокристаллических материалов, а не только металлов. Если бы это оказалось действительно так, то появилась бы возможность создания достаточно общей теории процессов пластического деформирования и разрушения нанокристаллических структур, аналогичная теории обычных дислокаций, хорошо объясняющей деформирование и разрушение атомных решеток. Поэтому нами была предпринята попытка обнаружить существование макродислокаций в нанокристаллических керамиках на основе оксидов металлов. Наиболее удобным методом для этих целей представляется метод атомной силовой микроскопии, позволяющий подробно исследовать особенности структуры нанокристаллических материалов. Этим методом на изломах нанокристаллических керамик, приготовленных на основе ZrO_2 , были найдены места выхода макродислокаций на поверхность растущих микротрещин и пор. Полученные результаты позволили сделать вывод о реальном существовании макродислокаций в нанокерамиках. На основе экспериментальных данных построена макродислокационная модель разрушения керамик последовательно учитывающая особенности их наноструктуры и способ изготовления.

Работа поддержана грантом РФФИ № 03-02-16233, проектом 202.01.02.028 по программе Минобразования РФ

1. Васильев Л.С., Ломаева С.Ф. // ФММ, 2002, №1, С.63-74
2. Васильев Л.С.//Металлы, 2002, №1.С.112-122

ОСОБЕННОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ НАВОДОРОЖЕННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Васильев Л.С.¹⁾, Бурнышев И.Н.²⁾, Лыс В.Ф.²⁾

¹⁾ Удмуртский государственный университет, г.Ижевск, Россия

²⁾ Институт прикладной механики УрО РАН, г.Ижевск, Россия

lvas@uni.udm.ru, uds@hti.udm.ru

Об интенсивности процесса разрушения материалов под нагрузкой можно судить по уровню акустических шумов, которые возникают при зарождении и распространении трещин. Отличительной особенностью разрушения наводороженных сталей и сплавов является то, что оно сопровождается значительно более низким уровнем акустической эмиссии, чем разрушение тех же, но ненаводороженных материалов. Нами было высказано предположение, что это явление может быть связано с возникновением у металлов, содержащих в своем составе растворенный водород, достаточно высоких демпфирующих свойств. В этом случае низкочастотная часть спектра акустической эмиссии может быть подавлена полностью, а интенсивность остальной части спектра будет ниже обычно наблюдаемой.

Механизм водородного акустического затухания кратко сводится к следующему. В большинстве сталей и сплавов при определенных концентрациях растворенный углерод не связан в химические соединения и является очень подвижной примесью внедрения [1-5]. Под воздействием акустической волны эта примесь легко перемещается по решетке. Поскольку причиной этого перемещения является диффузия под напряжением, энергия от акустической волны необратимо перекачивается в подсистему атомов водорода, а оттуда диссипируется на решетке атомов основного химического элемента. В результате акустические возмущения будут затухать, совершая работу по перемещению атомов водорода.

Исследование этого явления показывает, что для сдвиговых волн в низкочастотной области спектра водородное затухание настолько сильно, что в некотором интервале частот $[0, \omega_{\min}]$ акустические колебания подавляются полностью, а добротность колебаний равна нулю. Величина ω_{\min} оказывается пропорциональной концентрации водорода в металле. Для электролитически наводороженных сталей обычно $\omega_{\min} \approx (10^3 \div 10^5)$ Гц. Добротность колебаний вблизи ω_{\min} низка, но быстро растет с частотой по линейному закону так, что для частот порядка 10^7 Гц и выше сдвиговые колебания практически не затухают. Для продольной части спектра водородное затухание протекает качественно аналогичным образом. Однако количественные характеристики могут существенно отличаться, в частности, в этом случае ω_{\min} может быть порядка нуля.

Работа поддержана грантом РФФИ № 04-01-96020

1. Шаповалов В.И. Влияние водорода на структуру и свойства железо-углеродистых сталей. М.: Металлургия, 1982. 232 с.
2. Гуляев А.П. Металловедение. М.: Металлургия, 1977. 648 с.
3. Гельд П.В., Рябов Р.А. Водород в металлах и сплавах. М.: Металлургия, 1974. 272с.
4. Колачев Б.А. Водородная хрупкость цветных металлов. М.: Металлургия, 1966. 256 с.
5. Арчаков Ю.И. Водородоустойчивость стали. М.: Металлургия, 1978. 152 с.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ МЕЖДУ АГРЕГАТНЫМИ СОСТОЯНИЯМИ КАК ДВИЖУЩАЯ СИЛА МЕХАНИЗМОВ ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ КОНДЕНСИРОВАННЫХ СРЕД К РАЗРУШЕНИЮ

Васильев Л.С.

Удмуртский государственный университет, г.Ижевск, Россия

lvas@uni.udm.ru, uds@hti.udm.ru

Образование полостей (трещин или пор) в твердом теле всегда означает появление новой жидкой или газообразной фазы, которая заполняет эти полости. Этот вывод непосредственно следует из рассмотрения диаграммы равновесных фазовых состояний любого вещества [1-3]. Действительно, согласно этой диаграмме, твердая фаза может находиться в равновесии либо со своим расплавом, либо со своим паром. Исключение составляет лишь тройная точка, в которой все три агрегатных состояния сосуществуют вместе. Отсюда можно сделать вывод о том, что любое изменение объема полости под действием внешнего термомеханического или физико-химического воздействия вызовет нарушение фазового равновесия и приведет к соответствующим переходам из одного агрегатного состояния в другое. Но тогда процессы распространения трещин или роста пор следует рассматривать как процессы межагрегатных фазовых переходов в соответствии с общими требованиями теории фазовых превращений I-ого и II-ого рода. К сожалению, большинство моделей зарождения и развития пор и трещин, предложенных в разное время многими авторами, не удовлетворяют этим требованиям и никак не соотносятся с диаграммами фазовых состояний конденсированных сред.

В соответствии со сказанным, в работах [1-3] была предложена термодинамически корректная модель механизмов потери устойчивости металлов и сплавов к разрушению. Согласно этой модели, несплошности в металлах зарождаются в виде нанопор при кавитации вкраплений жидкой фазы, являющихся результатом локального плавления металлов вблизи концентраторов растягивающих напряжений (например, у стопоров скоплений краевых дислокаций и т.п.). Кинетика роста нанопор существенно определяется высоким (до 10^9 Па) внутренним давлением пара, возникающим в поре при сублимации сильно растянутой вблизи нанопоры твердой фазы. Последующее слияние цепочки нанопор у препятствия с дислокациями скопления приводит к зарождению микротрещин [3].

Скорость распространения микро- и макротрещин при заданных внешних условиях существенно определяется конкуренцией процессов сублимации и локального плавления в вершине трещины. При таком подходе удается единым образом описать различные виды разрушений от хрупких сколов до вязкого усталостного излома. При этом имеется возможность достаточно просто рассчитать структуру излома и зависимость его параметров от условий нагружения.

1. Васильев Л.С. Фазовые равновесия и проблема разрушения твердых тел. //Совр. проблемы прочности: Сб. научных трудов. Вел.Новгород:НГУ.2000.Т.1.С.263-268.
2. Васильев Л.С. К проблеме разрушения твердых тел при отрицательных давлениях. //Труды XXXVI Междунар. семинара "Актуал. пробл. прочности". Витебск. 2000. Ч1. С. 192-196.
3. Васильев Л.С. Кинетические особенности зарождения пор и микротрещин в голове плоского скопления краевых дислокаций.//Труды III Междунар. конф. "Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений". Вестник Тамбовского Университета. Т.8. №4. 2003. С.624-626.
4. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов. М.:Металлургия.1984.280с.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ С МЕЖЗЕРЕННОЙ ГРАНИЦЕЙ – РСУ 9 В БИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА (Fe +3,5%Si) ПРИ НАГРУЖЕНИИ

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

ИИТ «Циклон», г. Харьков, Украина

bosin@yandex.ru

Исследовалась структура внутризёренных сдвигов и их взаимодействие с межзёренной границей двойниковой ориентации в бикристаллах сплава (Fe+3,5%Si). Бикристаллы сплава (Fe+3,5%Si) выращивались из расплава от двух затравок. Образцы нагружались простым сдвигом в режиме ползучести. Образцы вырезались так, чтобы межзёренная двойниковая граница (112) была в центре рабочей части образца, где действовали максимальные сдвиговые напряжения вдоль $[11\bar{1}]$.

Практически на всех линиях внутризёренных сдвигов наблюдается образование двойниковых ламелей, что связывается с диссоциацией полных скользящих дислокаций $\frac{a}{2}\langle 11\bar{1} \rangle$ на частичные двойникоующие дислокации. Методом тетраэдра Томпсона с учётом критерия Франка реакция диссоциации имеет вид:

$$\frac{a}{2}\langle 11\bar{1} \rangle \rightarrow n \frac{a}{6}\langle 11\bar{1} \rangle, \quad (1)$$

где $n = 3$

Расчеты показывают, что реакция (1) энергетически выгодна, тем более, что она идёт в поле внешнего сдвигового напряжения. Протекание реакции (1) подтверждается экспериментально при исследовании методом синхронной радиационной топографии в [1], где, согласно реакции (1), наблюдается диссоциация полных дислокаций на 3 частичные. Взаимодействие полных дислокаций с межзёренной границей обуславливает обнаружение фундаментального явления: движение межзёренной границы по механизму механического двойникования, что подтверждается согласием измеренного двойникового сдвига $S = 0,7$ с теоретически рассчитанным в работе [2]. Важно отметить, что движение межзёренной границы происходит с сильной акустической эмиссией и скачками деформирующего напряжения на кривых ползучести.

Оценены число движущихся дислокаций в скоплении $N_C = \frac{h}{b}$, $N_C = 10^8$ и скорость их движения $V = \frac{h}{t}$, $V = 40$ см/с, где $h = 4 \cdot 10^{-1}$ см – абсолютный двойниковый сдвиг; $b = 2 \cdot 10^{-9}$ см – вектор Бюргерса двойникоующей дислокации; $t = 10^{-2}$ с – время движения скопления двойникоующих дислокаций.

Показано, что величина скорости движения двойникоующих дислокаций находится в интервале скоростей, контролируемых вязкими механизмами торможения. При этом с понижением температуры интенсивность акустической эмиссии увеличивается. Обсуждаются альтернативные механизмы торможения двойникоующих и скользящих дислокаций.

1. Gimperlova, ets al «Tuteraction slip dislocations with crain boundaryes in $\bar{\Sigma}3$ and $\bar{\Sigma}15$ in bicrystals (Fe +4%Si)». *Interfase Scaience*. 2002. 10. p.51-57.
2. М.В. Классен-Неклюдова «Механическое двойникование металлических кристаллов». Наука. М. 1960. с.500.

СКЕЙЛИНГ И ФРАКТАЛЫ - НЕОТЪЕМЛЕМЫЕ ПРИЗНАКИ САМООРГАНИЗАЦИИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ КРИСТАЛЛОВ

Засимчук Е.Э., Гордиенко Ю.Г.

Институт металлофизики им.Г.В.Курдюмова НАН Украины, г.Киев, Украина
izas@imp.kiev.ua

Отмечены признаки самоподобия деформационных структур разных масштабных уровней в монокристаллах различных металлов, нагруженных в разных условиях. Компьютерная обработка панорам структур позволила количественно охарактеризовать фрактальные свойства этих структур и сделать вывод о механизме их образования. Сопоставление количественных параметров структурообразования на поверхности и в объеме монокристаллов разных металлов, деформируемых в разных условиях, позволило описать статистическое распределение этих параметров с помощью одной и той же функциональной зависимости, что позволило утверждать наличие скейлинговой взаимосвязи этих параметров. Проведено сопоставление экспериментально обнаруженных фрактальных и скейлинговых свойств структур деформации с большим количеством литературных данных и обнаружено их полное соответствие. Проанализирован механизм структурообразования и показано, что отмеченные признаки структур наблюдаются в случаях самоорганизации дефектов при заторможенности дислокационного скольжения.

САМООРГАНИЗАЦИЯ ДЕФЕКТОВ – АЛЬТЕРНАТИВНЫЙ МЕХАНИЗМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ

Засимчук Е.Э., Гордиенко Ю.Г.

Институт металлофизики им.Г.В.Курдюмова НАН Украины, г.Киев, Украина
izas@imp.kiev.ua

Проведен анализ экспериментальных результатов по структурным изменениям в процессе разных способов механического нагружения монокристаллов чистых металлов и сплавов: алюминия и его сплава с магнием, никеля, молибдена, вольфрама и др. Особое внимание обращено на поверхностные следы структурообразования, связанные с рельефом. В случае симметричных ориентировок монокристаллов по отношению к геометрии внешнего усилия, когда начальные стадии деформации связаны с одновременной активацией нескольких систем скольжения, дислокационный механизм деформации не может осуществить пластическое формоизменение кристалла. Анализ структур деформированных кристаллов показал, что действительно некоторые черты структурообразования в процессе деформации не согласуются с классическими представлениями о ведущей роли дислокаций в деформационных процессах. Естественно было рассмотреть возможные альтернативные модели деформации, обусловленные экспериментально наблюдаемым структурообразованием. Нами были рассмотрены механизмы и модели структурной самоорганизации в кристаллах в процессе деформации, базирующиеся на законах нелинейной физики. Было показано, что самоорганизация под нагрузкой вакансионных дефектов может привести к образованию треков гидродинамического течения кристаллического вещества при торможении дислокационного скольжения. Теоретически показана возможность пластического формоизменения кристаллов путем гидродинамического течения в самоорганизующихся структурных элементах.

СТРУКТУРНО-КИНЕТИЧЕСКИЕ ИЗМЕНЕНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Варюхин В.Н., Пашинская Е.Г., Белоусов Н.Н., Ткаченко В.М.

Донецкий физико-технический институт НАН Украины
pashinska@mail.ru

Исследовались материалы, подвергнутые винтовому прессованию (ВП), обладающие повышенными значениями механических свойств и субмикроструктурой (СМК) структурой. Поэтому представляло интерес проследить кинетику изменения механических свойств и структуры при дальнейшей обработке путем одноосной деформации сжатием и прокаткой.

Винтовое прессование осуществлялось на чистой меди (99,9 %) и медном сплаве Cu+Cu₂O. Для чистой меди суммарная степень деформации при ВП составила $\epsilon = 2.7$, для композита $\epsilon = 4.5$. Затем медные образцы прокатывались, а композитные Cu+Cu₂O деформировали сжатием. Осуществлялся контроль изменений физико-механических свойств и структуры на всех этапах деформации. Одновременно регистрировались кривые сжатия и исследовалась эволюция структуры в процессе нагружения. Микроструктура образцов Cu и Cu+Cu₂O, подвергнутых ВП, характеризовалась субмикроструктурой с различной формой зерен в перпендикулярном и параллельном сечениях. В сечении, перпендикулярном оси ВП, наблюдалось сочетание равноосных и слабо вытянутых зерен, в параллельном сечении – сильно вытянутые зерна, расположенные под некоторым углом к оси деформации. СМК структура обладает высокими значениями HV, Hц, σ_B , σ_T , δ . Прокатка медных образцов и сжатие композитных Cu+Cu₂O образцов вдоль оси ВП привели к качественным изменениям структуры. Получены данные о проскальзывании зерен в результате напряжений, вызванных одноосной деформацией.

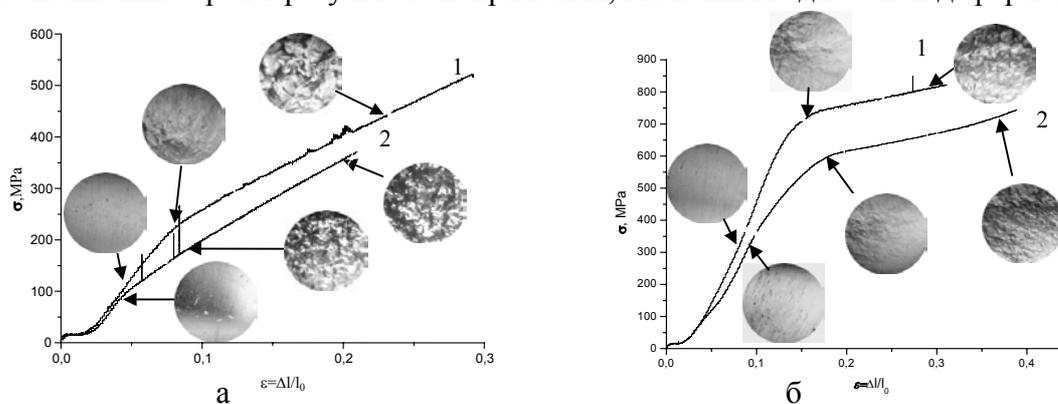


Рис.1 Структурно-кинетические изменения медного композита после ВП при деформации на сжатие (1 – сжатие в перпендикулярном направлении; 2 – сжатие в параллельном направлении): а – отожженный материал; б – материал после ВП.

Структурно-кинетическими исследованиями изменений физико-механических свойств и структуры меди и медного композита показано, что ВП способствует измельчению кристаллитов, увеличению HV, Hц, σ_B , σ_T при незначительном уменьшении пластических характеристик. In-situ исследования структурно-кинетических изменений показали, что наблюдается корреляция стадийности кривых деформации и характера структурных изменений. При сочетании ВП и одноосной деформации реализуется механизм проскальзывания зерен, причем более эффективно при деформации в направлении параллельном оси ВП.

ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В УСЛОВИЯХ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТЕ Fe-Cr-Mn-Ni СПЛАВА ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Варюхин В.Н., Белоусов Н.Н., Пашинская Е.Г.

Донецкий физико-технический институт НАНУ Украины
bil@hpress.dipt.donetsk.ua

Одной из актуальных задач физического материаловедения является формирование нанокристаллической структуры в условиях механоактивации фазового превращения. Механоактивация осуществлялась контролируемым сдвигом под высоким давлением до больших степеней деформаций в наковальнях Бриджмена. Материалом являлся аустенитный Fe-Cr-Mn-Ni сплав с различной концентрацией азота ($0.06 \div 0.57\%N$). Разработаны и изготовлены специальные камеры, позволяющие: а) деформировать материал непосредственно в узлах структурно-деформационного комплекса ИМАШ20-75+2167-Р50 в режиме активного и циклического нагружения с заданной скоростью, с компьютерной записью кривых деформации, ползучести, релаксации напряжения с одновременной регистрацией и последующим анализом заданного структурно-деформированного состояния по величине и характеру изменений температуры образца, электросопротивления и акустической эмиссии; б) проводить исследования структурно-кинетических изменений, протекающих при сдвиге под давлением, непосредственно на гониометре дифрактометра и под микроскопом, с компьютерной регистрацией и обработкой результатов in-situ исследований.

Результаты эксперимента:

1. Кривая зависимости напряжения сжатия (давления P) от степени деформации между наковальнями имела стадийный характер: а) для $P \leq 1$ ГПа – стадия упругого поведения сплава; б) для $P \leq 10$ ГПа – стадия пластической деформации при множественном скольжении; в) для $P > 10$ ГПа – стадия структурно-фазового упрочнения и вторичного упругого поведения.
2. Параметр кристаллической решетки монотонно уменьшался с ростом давления для всего диапазона концентрации азота. Уширение и интенсивность линий (111), (220), (200) немонотонно изменялись, что объяснялось развитием процесса двойникования и началом фрагментации элементов структуры.
3. Обнаружено, что до давления $P \leq 10$ ГПа сплав оставался однофазным (γ -фаза) во всем диапазоне изменения давления при постоянном напряжении сдвига. Рентгенографически α -фаза не регистрировалась, однако для сплава с $C_N = 0.3\%N$ обнаружена остаточная намагниченность аустенита – до 20% магнитной фазы (в пересчете на α -Fe).
4. При давлении $P \leq 20$ ГПа (для $C_N = 0.37\%N$) рядом с линией (111) γ -фазы обнаружены две новые линии на фоне повышенного уровня диффузного рассеяния. Эти линии идентифицированы как $(110)_\alpha$ и $(110)_\beta$ линии α -фазы. Интенсивность линий (количество α -фазы) зависела как от величины деформации, так и от времени выдержки при постоянном давлении после сдвига.
5. Механоактивация фазового превращения способствовала формированию нанокристаллической структуры. Протекание пластической деформации на стадии фазового ($\gamma \leftrightarrow \alpha$) превращения при контролируемом сдвиге под давлением сопровождается структурно-кинетическими изменениями.

О ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОМ МОДЕЛИРОВАНИИ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ДЕФОРМАТИВНЫХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СПЛОШНЫХ СРЕД

Федоровский Г. Д.

НИИ математики и механики СПбГУ, Россия,
g.fed@pobox.spbu.ru

Рассмотрена проблема физико-математического описания упруговязко-пластичности и разрушения сплошных сред. Обращено внимание на то, что, несмотря на существенные различия структур многих сред на мезо- и субмикроскопических уровнях: металлов, полимеров, горных пород, всевозможных композитов и т.д., наблюдаются общие проявления их макроскопических свойств. *А)* При определенном выборе температуры испытания большинство материалов имеет схожие диаграммы деформирования. Имеется четыре характерных участка: упругого поведения; пластичности; ползучести и течения (интенсивного накопления повреждений). Отдельные участки могут отсутствовать. *Б)* При повышении или понижении температуры все материалы обнаруживают фазовые переходы, проявляющиеся в изменении механических свойств. *В)* В определенных интервалах напряжения и температуры ко всем средам применима кинетическая теория для расчетов установившейся ползучести и разрушения, основанная на термофлуктуационной природе механических процессов, обусловленных степенью преодоления энергетических барьеров. *Г)* Для описания вязкоупругопластических проявлений всех сред применимы модели с пружинками, демпферами и элементами сухого трения (модели Ньютона, Кельвина, и т.д.). Вводят в соответствии с количеством этих элементов спектр времен релаксации. *Д)* Все материалы обладают «памятью» о предшествующем воздействии. На этом основываются теории «наследственности», основанные на суммировании откликов материала на воздействия. *Е)* Для большинства сред известно использование различных физико-химико-механо-временных аналогий и, в первую очередь, температурно-временной, основанной на физических законах Аррениуса, и др., обосновывающих (термофлуктуационное) ускорение или замедление механического процесса при изменении температуры. Общность макроскопических свойств имеет фундаментальный характер, что, по-видимому, обусловлено одинаковыми механизмами поведения сред на более глубоком – атомарном уровне.

Это позволяет применить единый подход к различным средам, базирующийся в настоящее время на наиболее эффективных и фундаментальных макрофизических концепциях «памяти» сред и их «внутреннего» времени. Проанализированы различные теории описания «памяти» и «внутреннего» времени для построения моделей, «физика» и «математика» такого подхода. Основными параметрами таких моделей являются: а) функции памяти (вязкоупругопластичности), а также функции долговечности (повреждаемости) и меры повреждаемости; б) масштабы (меры) внутреннего времени. Сделан вывод, что в шкале внутреннего времени, при соответствующей нормировке, определяющие уравнения могут иметь канонический вид квазилинейных наследственных интегральных соотношений, что удобно для теоретического и практического применений и позволяет единым инвариантным (унифицированным) образом, путем адаптации времени, учесть влияния на среды всяких физико-химико-механических воздействий.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, гранты № 01-01-00250 и НШ 2288.2003.1.

ГРУППИРОВКИ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ {225} И {15 3 10} И ИХ ПРОСТРАНСТВЕННАЯ ОРГАНИЗАЦИЯ В ЗЕРНЕ АУСТЕНТА

Панкова М.Н.

*Институт металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова,
ЦНИИЧМ им. И.П.Бардина,
pankovam@mtu-net.ru*

Наряду с уже известными группировками мартенситных кристаллов, зигзагообразными остроугольными группами и тупоугольными сростками, в Fe–Ni, Fe–Ni–C и Fe–Ni–Mn сплавах обнаружены новые группировки мартенситных кристаллов. Они представляют собой замкнутые полые ромбические восьмигранные пирамиды с плоскостями граней одного типа: либо {522}, либо {15 10 3}. Грани дипирамид встречаются как под острым, так и под тупым углами. Соотношение осей ромбических дипирамид зависит от плоскостей огранки, но ориентационные варианты мартенситных кристаллов в дипирамидах точно такие же, как в открытых зигзагообразных группах. Упругие напряжения на всех ребрах ромбических дипирамид, связанные с макросмещениями аустенитных областей, претерпевающих мартенситное превращение, полностью или частично скомпенсированы, точно так же, как на стыках кристаллов в остроугольных зигзагообразных группах или тупоугольных сростках.

Принцип заполнения объема аустенитного зерна для одинаковых группировок мартенситных кристаллов {522} и {15 3 10} одинаков.

1. Полые ромбические дипирамиды с плоскостями граней одинакового типа (либо {522}, либо {15 3 10}) объединяются между собой по вершинам и ребрам, образуя трехмерную макроскопическую решетку, подобно октаэдрам в плотноупакованной ГЦК решетке. Процесс реализуется по иерархическому принципу “системы систем”, когда отдельные фигуры объединяются в общую фигуру с соблюдением геометрического самоподобия, либо путем разбиения полиэдра большого размера на множество меньших, либо путем объединения отдельных малых полиэдров в один большой такой же формы.

Зигзагообразные остроугольные группы также заполняют пространство аустенитного зерна по иерархическому принципу: меньшие встраиваются в открытое пространство больших.

2. Симметрия ромбической дипирамиды позволяет изменить направление роста целой группы мартенситных пластин с одной общей вершиной на противоположное, но не разрешает трансляцию такого полиэдра вдоль оси инверсии направления роста. Поэтому полиэдры с инверсией направления роста у одной из вершин могут объединяться по вершинам и ребрам с образованием только двумерной макроскопической решетки. В этом случае трансляция в третьем направлении, перпендикулярном плоскости такой решетки, осуществляется двумя весьма оригинальными способами: трансляцией всей двумерной макроскопической решетки, состоящей из полиэдров, параллельно самой себе на малые расстояния порядка толщины мартенситной пластины, с образованием многослойной конфигурации или наращиванием над каждым полиэдром новых “этажей” из геометрически подобных полиэдров меньших размеров (как в башне).

3. Ряды из мелких, чуть сдвинутых друг относительно друга, линзовидных, частично двойникованных кристаллов мартенсита одинаковой ориентировки с микроскопической габитусной плоскостью {755} (“stringer martensite”) покрывают грани {522} ромбической дипирамиды так, как покрывает черепица или дранка крышу дома. Слои

такой “дранки” транслируются параллельно самим себе на малые расстояния, заполняя все внутреннее пространство ромбической дипирамиды, что совершенно невозможно сделать другим способом. Ромбические дипирамиды, заполненные изнутри слоями мартенситных кристаллов, в свою очередь объединяются между собой по вершинам и ребрам так, как описано в пункте 1.

Параллельные слои мартенситных кристалликов в плоскости $\{522\}$ по своему внешнему виду напоминают рейки в пакетном мартенсите. Возможно, что пакеты речного мартенсита конструкционных сталей образуют между собой нечто подобное.

Все вышеописанные способы заполнения пространства аустенитного зерна группами мартенситных кристаллов со строго определенными индексами габитусных плоскостей, представляющими собой полые или слоистые полиэдры, являются одной из причин сохранения в сталях и сплавах прослоек остаточного аустенита.

Образование полых замкнутых полиэдров из мартенситных кристаллов возможно только при условии одинаковой скорости роста всех граней. Если это не происходит, то образуются хорошо известные с морфологической и кристаллографической точек зрения остроугольные и тупоугольные зигзагообразные группы или тупоугольные (butterfly) сростки мартенситных кристаллов.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6

Попов Н.Н., Коршунов А.И., Сысоева Т.И., Аушев А.А.,
Сидоркин М.Ю., Кравченко Т.Н.

Российский Федеральный Ядерный Центр – Всероссийский научно-исследовательский институт экспериментальной физики (РФЯЦ – ВНИИЭФ),
popov@astra.vniief.ru

Проведено исследование влияния различных режимов и схем равноканального углового прессования на формирование структуры и свойства сплава ВТ6.

Установлено, что проведение РКУ прессования приводит к значительному изменению фазового состава, параметров внутренней структуры, а также измельчению зерна. Выявлено, что с ростом числа проходов РКУ прессования происходит увеличение величины прочности и снижение параметров пластичности сплава ВТ6.

Проведенное исследование показало, что применение метода равноканального углового прессования в сочетании с дополнительной обработкой позволяет получать в сплаве ВТ6 мелкозернистую структуру с величиной зерна до 1 мкм и высоким уровнем прочностных характеристик.

АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$, ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ОПЫТОВ ПО РЕЛАКСАЦИИ ДЕФОРМИРУЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ВАРИАЦИИ СКОРОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Геттингер М.В.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия,
dekan@oof.tisi.tomsk.su

Знание величины активационных параметров, таких как эффективный активационный объем, энергии активации, энтальпия активации, и их зависимости от температуры, напряжения, степени деформации помогает при идентификации механизмов, контролирующей скорость деформации. В случае сплавов со сверхструктурой $L1_2$, обладающих аномальной температурной зависимостью механических свойств, термоактивационный анализ осложнен необходимостью учитывать множество механизмов и их взаимовлияние при интерпретации экспериментальных результатов. Наряду с традиционными “нормальными” механизмами в этих сплавах существенную роль играют механизмы, которые называют аномальными, обусловленные упорядоченным состоянием сплава. Комплексное изучение и определение активационных параметров из различных опытов, а также сравнительный анализ, проводимый на монокристаллах разных сплавов рассматриваемой сверхструктуры и имеющих разную ориентацию оси деформации, может служить важным источником информации о механизмах, дополняющим уже известные сведения, полученные из опытов по активной деформации и исследованию дислокационных структур [1, 2].

Такое исследование проведено в настоящей работе. Объектом изучения были монокристаллы сплавов Ni_3Al и Ni_3Ge . Для монокристаллов Ni_3Ge были выбраны ориентации оси сжатия $[0\ 0\ 1]$, $[2\ 3\ 4]$ и $[1\ 3\ 9]$. Для монокристаллов Ni_3Al : $[0\ 0\ 1]$, $[0\ 1\ 1]$, $[1\ 1\ 2]$. Активационные параметры были получены как из опытов по релаксации деформирующих напряжений, так и из опытов по вариации скорости деформации. Проведен сравнительный анализ величин параметров, полученных из различных опытов. На основании этого анализа делаются выводы о механизмах пластической деформации в различных температурных интервалах.

1. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Абзаев Ю.А., Смирнов Б.И. Ориентационная зависимость термического упрочнения монокристаллов сплава Ni_3Ge // Физика твердого тела. 1996. №11. С.3050-3058.
2. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Абзаев Ю.А., Николаев В.И., Шпейзман В.В., Смирнов Б.И. Эволюция дислокационной структуры при деформации монокристаллов Ni_3Ge разной ориентации // Физика твердого тела. 1998. Т.40. №4. с.81-89.

О МЕХАНИЗМАХ ФОРМИРОВАНИЯ ДИСПЕРСНОСТИ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА В СИСТЕМАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ

Ломаева С.Ф.

Физико-технический институт УрО РАН, г.Ижевск, Россия

uds@pti.udm.ru

Для эффективного практического использования методов механоактивации необходимо знать, какие механизмы определяют формирование основных физико-химических свойств получаемого материала (дисперсность, структурно-фазовый состав, магнитные, коррозионные и т.п. характеристики). В работе дан обзор механизмов формирования, пластического деформирования и разрушения наноструктур, а также механизмов ограничения дисперсности порошков, получаемых при механическом диспергировании, исследованных автором за последнее время. На примере системы Fe-C обсуждаются механизмы насыщения частиц примесями внедрения и особенности формирования структурно-фазового состава при механоактивации [1-4].

В шаровых мельницах за счет интенсивной пластической деформации частицы порошков испытывают сильный динамический наклеп и разогреваются до достаточно высоких температур T . При $T \leq (0.3 \div 0.4)T_{пл}$ ($T_{пл}$ - температура плавления) наклеп приводит к образованию ячеистой дислокационной структуры с последующей предрекристаллизационной полигонизацией. При $T \approx 0.4T_{пл}$ доминирующими становятся процессы первичной рекристаллизации с центрами на скоплениях дефектов. За время удара новые зерна не успевают значительно вырасти, т.к. после окончания воздействия частица резко охлаждается в окружающей среде. Таким образом, в структуре частицы содержатся многочисленные изолированные нанозерна. Многократное повторение этого процесса приводит к формированию нанокристаллической (НК) структуры в частицах порошка.

Особенность НК состояния заключается в том, что объем зерна нанокристалла практически бездефектен. Дислокации в этом случае выходят на границы зерен, образуя на них аморфноподобное тонкопленочное состояние вещества, обладающее при высоких температурах свойствами жидкой фазы. К такому материалу применима теория макродислокаций, предложенная в работе [2]. Сущность ее состоит в том, что в подобных структурах пластическая деформация осуществляется не обычными дислокациями, а макродислокациями, являющимися линейными дефектами нарушения правильной упаковки нанозерен.

Результаты исследований с использованием рентгеновского анализа, атомной силовой микроскопии, Мессбауэровской и рентгеноэлектронной спектроскопии показали, что динамика макродислокаций в значительной степени определяют дисперсность, химический и фазовый состав порошков. В порошках, полученных механоактивацией железа в графите и в присутствии жидких органических сред, обнаружена аморфноподобная фаза, в структуре которой присутствуют неравновесные в объеме фазы внедрения.

Работа поддержана грантом №04-03-96023

1. Васильев Л.С., Ломаева С.Ф.//ФММ, **93**, 5 (2002)166.
2. Васильев Л.С.//Металлы, 1 (2002) 92.
3. Васильев Л.С., Ломаева С.Ф.//Коллоидный журнал, **65**, 5 (2003) 1.
4. Васильев Л.С., Ломаева С.Ф.// Металлы, 4 (2003) 2003, 48.

ЗАРОЖДЕНИЕ И ЗАЛЕЧИВАНИЕ МИКРОТРЕЩИН ПРИ ДВОЙНИКОВАНИИ И РАЗДВОЙНИКОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ КАЛЬЦИТА

Тялин Ю.И., Федоров В.А., Тялина В.А., Чемеркина М.В.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

feodorov@tsu.tmb.ru

Исследовалось образование микротрещин – каналов Розе при взаимодействии параллельно растущих двойниковых прослоек. Анализировались случаи роста и взаимодействия множественных стационарных прослоек в полисинтетическом двойнике и двух упругих двойников, движущихся навстречу друг другу в параллельных плоскостях двойникования. Использовалось, соответственно, сжатие вдоль большой диагонали [110] спайного ромбоэдра размером 15x15x20 мм, либо локальное нагружение кристалла толщиной 5 – 8 мм перпендикулярно плоскости двойникования. Используемые схемы нагружения позволяли наблюдать зарождение каналов как на широких прослойках, прорастающих через все сечение кристалла, так и на единичных встречных упругих двойниках в форме лепестков, целиком лежащих внутри кристалла.

Изучены структура и морфология сквозных каналов Розе первого рода, выявлены основные схемы их образования. Такие каналы сохраняются и после снятия нагрузки. Их максимальные поперечные размеры могут достигать единиц миллиметров. При взаимодействии единичных упругих двойников микроканалы формируются только при сближении плоскостей их распространения до некоторого критического расстояния порядка сотни микрон. Вскрытие поверхностей канала составляет при этом 1 – 2 мкм.

При раздвойниковании кристаллов каналы трансформируются и залечиваются. Те из них, которые образованы упругими двойниками, залечиваются полностью, а каналы, связанные с макропрослойками, схлопываются только при условии, если их размеры достаточно малы. Залечивание каналов отмечено и на стадии нагружения образца, когда двойниковые прослойки растут, расширяются и объединяются. Картины травления следов залечившихся каналов имеют одинаковую структуру – это строчки травления. Но имеются и некоторые отличия. Если вскрывшийся канал контактировал с атмосферой, то ямки травления чаще всего расположены внутри непрерывной канавки. Фигуры травления дефектов, оставшихся в кристалле после схлопывания каналов, целиком находящихся внутри кристалла и имеющих ювенильные поверхности, образованы отдельными перекрывающимися ямками. Расстояние между соседними ямками травления в таких строчках может достигать десятков микрон. В этом случае можно говорить о более высоком качестве восстановления сплошности кристалла.

При взаимодействии встречных упругих двойников отмечено их сильное взаимное торможение. Оно проявляется в притуплении вершин двойников и увеличении плотности дислокаций в них. Это делает возможным зарождение микротрещин в вершинах взаимодействующих двойников путем слияния головных дислокаций. Была выполнена оценка такой возможности для модели двойника в виде заторможенного ступенчатого скопления двойникоующих дислокаций. В рамках силового и термоактивированного подходов получены выражения, связывающие критические напряжения зарождения микротрещины в вершине двойника с числом дислокаций в двойниковых границах.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 02-01-01173).

МИКРОПЛАСТИЧНОСТЬ В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ С ЧАСТИЧНО ЗАЛЕЧЕННОЙ ТРЕЩИНОЙ

Тялин Ю.И., Федоров В.А., Тялина В.А., Бутягин А.А.

ТГУ им. Г.Р. Державина, Тамбов, Россия

feodorov@tsu.tmb.ru

При частичной или полной остановке трещины в ее вершине формируется пластическая зона, структура которой зависит от типа разрушающей трещины, геометрии образца, свойств материала, условий остановки трещины. В настоящей работе изучено пластическое течение в вершине трещины нормального разрыва в кристаллах LiF. Рассматривались скачкообразно продвигающиеся трещины под действием импульсной нагрузки и трещины, остановившиеся в результате бокового откола или под действием внешних сжимающих напряжений. Скольжение при этом развивается в четырех полуплоскостях, расположенных под углом 45° к плоскости трещины. Размер линий или полосы скольжения в каждой из таких плоскостей зависит от способа остановки трещины. Ее пластическое вскрытие δ будет определяться числом испущенных дислокаций n и их вектором Бюргера b : $\delta = \sqrt{2}nb/2$.

Если δ мало, трещины могут самопроизвольно залечиваться после разгрузки образца. При больших вскрытиях δ для восстановления сплошности требуются внешние сжимающие напряжения.

Выполнено моделирование пластического течения в вершине остановившейся трещины. Пластическая зона представлялась линиями скольжения, а уравнения равновесия решались численными методами. При составлении уравнений равновесия учитывались напряжения от трещины, взаимодействие дислокаций, напряжения трения со стороны кристаллической решетки и напряжения изображения. Рассмотрены два этапа формирования дислокационной структуры: образование линий скольжения в момент остановки трещины и эволюция их после снятия нагрузки. На стадии разгрузки образца до 40% дислокаций от общего их числа выходят на поверхность скола. Доля обратимой пластической деформации тем выше, чем больше число дислокаций в пластической зоне (или нагрузка в момент остановки) и меньше величина напряжения трения. Конечное распределение дислокаций имеет явно выраженный максимум на некотором расстоянии от вершины трещины. В непосредственной близости от нее имеется ограниченная зона, свободная от дислокаций.

Оценивалось влияние пластической зоны, сформированной при остановке и залечивании трещины, на коэффициент интенсивности напряжений в ее вершине. После остановки профиль трещины представляет собой щель с углом раствора $\omega = \pi/2$ в ее вершине. Соединение берегов такой полости эквивалентно созданию дисклинационного диполя. Поэтому структура пластической зоны перед вершиной залеченной трещины соответствовала линиям или полосам скольжения в плоскостях, примыкающих к плоскости распространения трещины и двум частичным дисклинациям с вектором поворота $\omega = \pi/2$, одна из которых размещена на пересечении линий скольжения, а другая расположена в плоскости трещины на расстоянии $d = \delta/2$ от первой. Показано, что в зависимости от структуры полос скольжения в вершине трещины (симметрия относительно плоскости трещины и размеры в направлении ее движения или в противоположном направлении) может иметь место, как упрочнение образца, так и его разупрочнение (порядка 10-30%). Результаты расчета хорошо соответствуют экспериментальным данным.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 02-01-01173).

UNIVERSAL MECHANISMS OF PLASTICITY AND FRACTURE IN CRYSTALS AND ORGANIC POLYMERS UNDER CONVENTIONAL AND SHOCK-WAVE STRESSES

Valery P. Kisel

Institute of Solid State Physics, 142432 Chernogolovka, Moscow district, RUSSIA

kisel@issp.ac.ru

The effect of applied compressive/extension stresses, s ($s = 0.6S$ to $95S$, where S is the resolved shear stress) and stress rates (10 to 10^6 MPa/sec) on dislocation dynamics was investigated in pure NaCl and InSb single crystals in the temperature range $T = 4 \cdot 10^{-3}$ to $0.945 T_{\text{melt}}$, T_{melt} is the melting point. The general damping character of dislocation unpinning, motion and multiplication (work hardening of crystals, WH) under creep and interrupted loadings manifests in the ultimate mean path lengths of individual dislocations (UMPID). Having covered a certain UMPID determined by crystal prehistory and constant test parameters (creep regime), the dislocations exposed to successive exhausting acts of multiplication and fracture thus forming point defects, the slip lines, slip bands, subgrains, grain boundaries, nano- and microcracks, macrocracks in series in all the materials [1-2].

The first important finding of this work is the fact that the dependences of the UMPID versus creep, impulse, impact and shock wave stresses, temperature and impurity concentration are topologically similar to the conventional macroscopic strain-stress WH curves for the same crystals and test parameters. As for microscopic stresses for dislocation motion and multiplication the concentration dependences of flow stresses under fixed strains or fracture stresses at low and ultra-low temperatures and strain rates [2-4] are similar to the same dependences of impact/shock wave stresses and stress rates at normal and elevated temperatures [4-6]. The climb, dislocation cross-slip and athermal bowing mechanisms are confirmed by the same so-called “memory effect” at low (Figs 23-24 in [7]) and ultra-high ($s \sim 95S$, [8]) stresses and stress rates, because dislocation dipoles are left in the wake of expanded dislocation loops along the whole deformation WH – curve. This means that the same micromechanisms govern the dynamics of individual dislocations and macroscopic flow up to the values of flow in nanostructured (NSC) and fractured crystals.

The second important finding is that the micro-/macro-WH varies nonmonotonously to crystal softening according to the pulse length of the unloadings (restore time), and these dependences are the same for micro-/macroscopic flow up to the extremely high values in NSC crystals [9] and fractured oriented polymers [10]. The last fact and the similarity of the other features of deformation and fracture of crystals and polymers at various length scales corroborate the universality of the micromechanisms of plastic flow and fracture in crystals and polymers due to same dislocation-like defects.

1. V.P. Kisel. *Physica Status Solidi (a)*, 1995, vol. 149, No 1, pp 61-68.
2. V.P. Kisel. In: “Mechanisms and mechanics of damage and failure” (ECF-11), Eds. J.Petit et al., EMAS, Warley, UK, 1996, vol.1, pp.145-150. Abstracts of the V Int. Conf. on the Fundamentals of Fracture (ICCF-V), Aug.18-21, 1997, NIST, Gaithersburg, Maryland, USA, pp 28-29.
3. N.S. Kissel and V.P. Kisel, *Mater.Sci. Engn.A*, 2001, vol. 309-310, pp 97-101.
4. A.K. Mukherjee, W.G. Fergusson, et al. *J. Appl. Phys.*, 1966, vol. 37, No 10, pp 3707-3713.
5. V.P. Kisel. *J. Phys. (Paris)*, 1985, vol. 46, Suppl. No 12, pp C10-(529-532).
6. S.V. Razorenov, G.I. Kanel’ et al. *Fiz. Metal. Metalloved.*, 2003, vol. 95, No 1, pp 91-96
7. J.J. Gilman, W.G. Johnson. *Solid State Physics*, 1962, vol. 13, pp 147-222.
8. E.V. Darinskaja, A.A. Urusovskaja, et al., *Fiz. tverd. Tela*, 1982, vol.24, No 3, pp 940-941
9. R.Z. Valiev, I.V. Aleksandrov, *Doklady Acad. Nauk*, 2001, vol. 380, No 1, pp 34-37.
10. V.R. Regel, F.I. Slutsker, E.T. Tomashevskii. *Kineticheskaja priroda prochnosti tverdykh tel*, Moscow, Nauka, 1974, 560 pp (in Russian).
11. Moscow, Nauka, 1974, 560 pp (in Russian).

ВЛИЯНИЕ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЦИРКОНИЕВЫХ КЕРАМИК В СУБМИКРООБЪЕМАХ

Головин Ю.И., Коренков В.В., Фарбер Б.Я. *

Тамбовский государственный университет, г. Тамбов, Россия,

golovin@tsu.tmb.ru

** Циркоа Корпорейшн, Кливленд, США*

Керамики на основе диоксида циркония как с частично стабилизированной (PSZ), так и полностью стабилизированной тетрагональной структурой (TZP) являются очень перспективными материалами для современных технологий. В отличие от традиционных керамик в этих материалах традиционно высокая твердость ($\sim 8 - 12$ ГПа) сочетается с динамической вязкостью разрушения $K_{IC} \cong 10 - 15$ МПа·м^{1/2}. Столь высокое сопротивление трещинообразованию обусловлено мартенситным превращением (МП) исходной метастабильной тетрагональной структуры в стабильную моноклинную, индуцируемым высокими напряжениями в вершине трещины. При этом механические свойства материала в зоне локального деформирования существенно отличаются от объемных свойств и могут играть определяющую роль в процессах тонкого помола, точной механической обработки, абразивного износа и т.д. В данной работе методами атомной силовой микроскопии (АСМ) и динамического наноиндентирования исследовано влияние МП на механические характеристики PSZ и TZP керамик в пятнах контакта субмикронных размеров (глубиной $h \sim 0,1 - 1$ мкм).

Исследования проводились с помощью атомного-силового микроскопа Solver LS и нанотестера оригинальной конструкции, имеющего пространственное разрешение 1 нм, разрешение по нагрузке 10 мкН и время дискретизации отсчетов 50 мкс.

Фазовый переход регистрировался по скачкам деформации в циклах повторного нагружения отпечатка и гистерезису между кривыми разгрузки и нагружения двух последовательных циклов. Выявлена роль вязко-упругой релаксации напряжений, скоростной зависимости твердости, деформационного упрочнения, локального нагрева и распределения напряжений под индентором на площадь, ширину и форму гистерезисных петель. С учетом перечисленных факторов, площадь гистерезисных петель может характеризовать объемную долю новой фазы, индуцированной высоким контактным давлением на дне отпечатка. Установлено, что пороговое давление МП уменьшается с ростом длительности контактного взаимодействия. Одновременно возрастает доля мартенситной фазы в отпечатке. При длительности контактного нагружения порядка выше нескольких секунд выход мартенситной фазы стабилизируется на одном уровне. Выход мартенсита уменьшался на $\sim 70\%$ с ростом скорости нагружения от 1 мН/с до $2 \cdot 10^3$ мН/с. При этом, характерные времена полного выхода мартенсита в субмикробъеме в 100 раз меньше, чем для объемных образцов в макроскопических испытаниях. При тех же длительностях нагружения происходит и стабилизация динамической твердости как PSZ, так и TZP керамик. Все это свидетельствует о том, что на микро- и наномасштабном уровне размеров пятен контакта индуцируемый контактным давлением МП оказывает определяющее влияние на формирование числа твердости, т.е. пластические свойства циркониевых керамик.

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

КОЭФФИЦИЕНТ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ МИКРО- И НАНОТВЕРДОСТИ И ЕГО ЗАВИСИМОСТЬ ОТ ГЛУБИНЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ИНДЕНТОРОМ

Головин Ю.И., Тюрин А.И., Хлебников В.В.

Тамбовский государственный университет, г. Тамбов, Россия

golovin@tsu.tmb.ru

Современные потребности многих областей (нанотехнологии, наноматериаловедения, миниатюризация элементной базы микроэлектроники и оптоэлектроники, создание интегрированных микроэлектромеханических систем, интеллектуальных микророботов, разработка систем записи, хранения и считывания информации на магнитных носителях путем нанесения уколов и царапин атомарно острыми иглами) резко активизировали работы по изучению механических свойств материалов на уровне отдельных элементарных событий в одном микро- или наноконтакте. Это позволяет, с одной стороны, заполнить имеющиеся пробелы между описанием различных явлений, обуславливающих контактные взаимодействия на макроскопическом и атомарном уровнях, и с точки зрения понимания природы элементарных носителей пластической деформации и их подвижности; а с другой – лучше понять многие практически важные процессы механической и механо-химической обработки материалов (сухое трение шероховатых поверхностей, абразивный и эрозионный износ, атомно-силовая микроскопия, нанолитография методом импринтинга и скрабирования, тонкий помол и т.д.) характеризующиеся очень высокими скоростями сильно локализованного контактного взаимодействия в субмикронных областях.

Смоделировать и изучить пластические свойства многих материалов в сильно локализованном объеме в условиях высоких скоростей относительной деформации можно методами динамического наноиндентирования.

В данной работе ставилась цель - исследовать скоростную чувствительность микро- и нанотвердости ряда ионных и ковалентных кристаллов (KCl, LiF, ZnS, Ge, GaAs, MgO, Si), металлов (Al, Pb), объемных аморфных металлических сплавов ($Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$), керамик (ZrO_2) и полимеров (ПММА) в диапазоне скоростей относительной деформации от 3×10^{-3} до 10^2 с^{-1} и глубин отпечатка от 30 нм до 1 мкм.

Динамическое наноиндентирование осуществляли алмазной пирамидой Берковича на специально разработанной компьютеризированной установке, имеющей разрешение по смещению – 1 нм, по силе – 0,4 мН, по времени – до 50 мкс.

Для всех исследованных материалов установлена зависимость кинетики формирования отпечатка, величины динамической твердости материала H_d и коэффициента скоростной чувствительности m от скорости относительной деформации, прочностных свойств материала (отношения статической твердости к модулю Юнга исследуемого материала) и глубины отпечатка.

Показано, что в ковалентных кристаллах (Si, Ge и GaAs) скоростная чувствительность H_d практически отсутствует. В то же время, мягкие ионные кристаллы (KCl, LiF), металлы (Al, Pb) и полимеры (ПММА) - демонстрируют ее заметный рост. Исследование m от глубины отпечатка показывает, что в достаточно широком интервале глубин он остается практически постоянным, а затем растет с уменьшением глубины. Так, например, для ZrO_2 коэффициент скоростной чувствительности твердости m в диапазоне глубин отпечатка от 1000 до 100 нм остается постоянным ($m = 0,020$), а при меньших значениях h начинает возрастать, увеличиваясь к $h = 30$ нм до значения $m = 0,025$.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 01-02-16573) и Министерства образования РФ (шифр Е02-3.4-263).

ДОЛЯ ВКЛАДА МАСШТАБНОГО И СКОРОСТНОГО ФАКТОРОВ В ПРОЦЕСС ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЕ ЧИСЛА ТВЕРДОСТИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ

Головин Ю.И., Тюрин А.И., Хлебников В.В.
Тамбовский государственный университет, г. Тамбов, Россия
golovin@tsu.tmb.ru

Достаточно большое число практически важных процессов получения, обработки и эксплуатации различных материалов и готовых изделий сопровождается действием высоких, локальных и сильно неоднородных напряжений, причем во многих случаях достаточно быстротечных. Это во многом затрудняет и делает практически недоступным исследование процессов пластической деформации в этих условиях. Однако хорошо известно, что многие свойства материала, включая и механические (например, микро- и нанотвердость) могут изменяться в зависимости от скорости относительной деформации исследуемого материала, а также с переходом на новый масштабный уровень, то есть проявлять масштабную (зависящую от размера деформируемого материала) и скоростную (зависящую от скорости относительной деформации) зависимости механических характеристик.

Смоделировать и исследовать зависимость пластических характеристик при действии высоких локальных напряжений во многих материалах (в том числе даже достаточно хрупких) можно методом динамического микро- и наноиндентирования.

Поэтому цель настоящей работы была в разделении доли вкладов масштабного и скоростного факторов в процесс пластической деформации и значение числа динамической твердости при наноиндентировании объемных аморфных металлических сплавов ($Zr_{46,8}Ti_8Cu_{7,5}Ni_{10}Be_{27,5}$), керамик (ZrO_2), ионных и ковалентных кристаллов (KCl, LiF, ZnS, Ge, GaAs, MgO, Si), металлов (Al), сталей (Сталь 10), полимеров (ПММА) и плавленого кварца.

Индентирование осуществляли алмазной пирамидой Берковича под действием треугольного импульса силы с варьируемой амплитудой и длительностью фронта импульса нагружения – в диапазоне времен $\tau = 10 \text{ мс} \div 300 \text{ с}$, на динамическом наноиндентометре собственной конструкции. Это обеспечивало эквивалентные условия испытания в диапазоне скоростей относительной деформации от 10^{-2} до 10^2 с^{-1} . Знание реальной кинетики формирования отпечатка в широком интервале скоростей относительной деформации позволяет определять мгновенные значения величины действующей силы P_d , глубины внедрения индентора h , динамической микро- и нанотвердости H_d . Роль масштабного фактора в определении H_d определялась по ее зависимостям от h при постоянных значениях скорости относительной деформации. Роль скоростного фактора по зависимостям H_d от скорости относительной деформации при постоянных значениях h . Это позволило выделить для всех исследуемых материалов количественную долю вклада в величину динамической твердости материала H_d двух составляющих – масштабного и скоростного факторов.

Таким образом в достаточно широком диапазоне значений скоростей относительной деформации (от 10^{-2} до 10^2 с^{-1}) и диапазоне глубин пластического отпечатка h (от 30 нм до 1 мкм) разделен вклад масштабного и скоростного факторов в кинетику пластической деформации и формирование величины числа динамической микро- и нанотвердости исследуемых материалов.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 01-02-16573) и МО РФ грант в области естественных наук (шифр Е02-3.4-263).

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ВЕЛИЧИНУ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ МАЛОПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ

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

Тамбовский государственный университет, г. Тамбов, Россия

golovin@tsu.tmb.ru

Динамическое микроиндентирование, основанное на анализе кинетики (с высоким пространственным и временным разрешением) внедрения в материал жесткого индентора позволяет исследовать как пластические, так и прочностные свойства материала. Оценка прочностных свойств материалов основана на использовании свойства хрупких материалов образовывать трещины в зоне сосредоточенного нагружения и позволяет получить количественные значения вязкости разрушения (критического коэффициента интенсивности напряжений 1-го рода K_{Ic}) различных высокопрочных и малопластичных материалов в условиях действия высоких локальных напряжений.

Цель данной работы была в установлении зависимости коэффициента K_{Ic} от скорости относительной деформации и величины нагрузки, приложенной к индентору.

Испытания были проведены с помощью экспериментальной установки по динамическому индентированию. Индентирование осуществляли пирамидой Берковича, в качестве объекта исследования были выбраны Si и Ge. Исследуемый интервал относительной деформации $\dot{\epsilon}$ составлял от 10^{-2} до 10^2 s^{-1} . Показано, что, например, в Si при постоянной температуре и нагрузке 160 мН трещины зарождаются в интервале скоростей относительной деформации от 10^{-2} до 2 s^{-1} . Определена зависимость размера трещины C и величины K_{Ic} от $\dot{\epsilon}$. Так, величина C уменьшается с ростом $\dot{\epsilon}$ в диапазоне от 10^{-2} до 2 s^{-1} . При увеличении $\dot{\epsilon}$ больше 2 s^{-1} величина C становится равной нулю, что соответствует резкому возрастанию величины K_{Ic} (стремление к бесконечному значению) (рис.1).

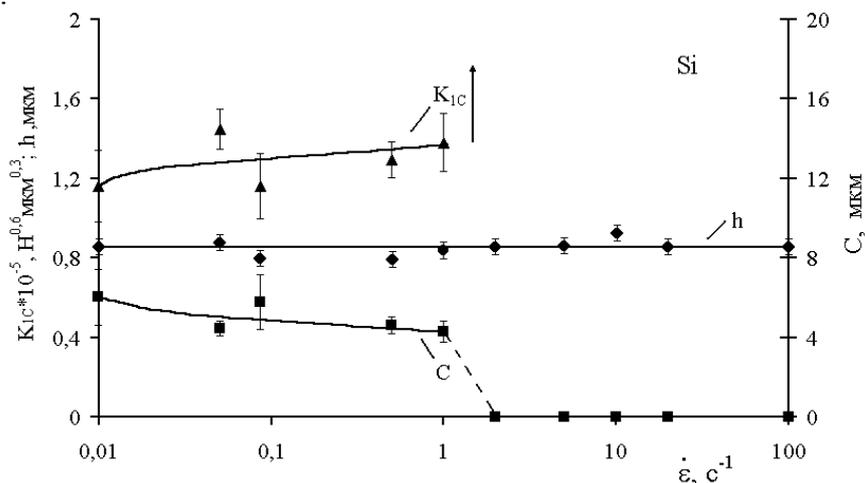


Рис.1. Зависимость размера трещины C и коэффициента трещиностойкости K_{Ic} от скорости относительной деформации $\dot{\epsilon}$ при постоянной величине отпечатка h .

Таким образом, в работе показано влияние скорости относительной деформации $\dot{\epsilon}$ в диапазоне от 10^{-2} до 10^2 s^{-1} на длину трещины C и величину коэффициента трещиностойкости K_{Ic} .

Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 01-02-16573) и МО РФ грант в области естественных наук (шифр E02-3.4-263).

ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ НЕУСТОЙЧИВОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ СПЛАВА Al-2,7%Mg ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ МИКРО- И СУБМИКРООБЪЕМОВ

Головин Ю.И., Иволгин В.И., Сергунин Д.А.

Тамбовский государственный университет, г. Тамбов, Россия
golovin@tsu.tmb.ru

В ряде материалов, в том числе и в сплаве Al-2,7%Mg, при линейном нарастании силы, приложенной к индентору, его погружение носит скачкообразный характер в определенном интервале температур и скоростей относительной деформации. Наиболее просто деформирование сверхмалых объемов осуществляется методами динамического микро- и наноиндентирования, которые позволяют с высокой точностью контролировать процесс погружения острого индентора в поверхность твердого тела.

Целью настоящей работы является исследование температурных границ проявления неустойчивой пластической деформации в сплаве Al-2,7%Mg методами динамического нано- и микроиндентирования.

В работе исследовали образцы сплава Al-2,7%Mg(-0,05%Si-0,02%Fe), вырезанные с помощью электроискровой резки из листового проката, сполированные механическим способом на глубину до 20 мкм. Часть из них дополнительно подвергалась химической полировке. Отжиг при температуре 450 °С для различных образцов проводился в течение 1-8 часов с последующей закалкой в воде.

Экспериментально была исследована зависимость критической температуры существования регулярной моды скачкообразной деформации от скорости относительной деформации в интервале температур от 293 К до 420 К и скоростях относительной деформации от 0,0005 с⁻¹ до 1 с⁻¹.

Установлено, что регулярная скачкообразная деформация в сплаве Al-2,7%Mg при названных выше условиях ограничена температурой 380 К, а ее область существования в координатах T—(-ln ε̇) представлена на рис. 1.

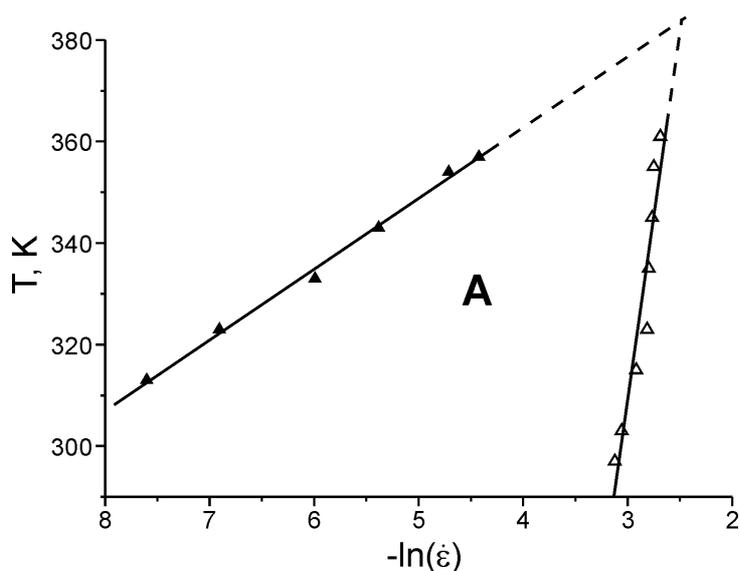


Рис.1. Температурно-скоростные границы области существования неустойчивого течения А.

Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (гранты № 01-02-16573) и Министерства образования РФ, грант в области естественных наук (шифр E02-3.4-263).

РЕЛАКСАЦИЯ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

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

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

Цель работы: исследовать динамику полей напряжений у вершины трещин при воздействии электромагнитного излучения разных длин волн.

Изменение полей напряжений у вершины трещины изучалось на кристаллах КС1. В каждый образец лезвием бритвы вводили трещину длиной 10÷11 мм по плоскости (100). Кристалл при этом располагался так, что трещина была параллельна плоскости поляризации поляризатора. Исследование полей напряжений проводили на микрофотометре МФ-4.

В первой серии экспериментов кристаллы нагревали в печи в интервале температур от 300 К до 500К.

Во второй серии экспериментов кристаллы подвергали воздействию светового излучения с длинами волн (350 ÷ 760) нм от вольфрамовых ламп накаливания мощностью 20 Вт и 100 Вт с максимальной энергией излучения в спектре 1,06 и 1,24 эВ соответственно, одновременно нагревающих образцы до температур 325 ÷ 355 К. Освещенность поверхности образцов, в зависимости от мощности лампы и светофильтра, изменялась от 4 лк до 15 клк. Время воздействия варьировалось от 60 до 80 минут.

В третьей серии кристаллы подвергали воздействию ультрафиолетового излучения с длиной волны $\lambda = 250$ нм. Время воздействия 1 час.

В четвертой серии кристаллы подвергали воздействию излучения с длиной волны $\lambda = 0,154$ нм. Облучение кристаллов рентгеновскими лучами проводили на аппарате ДРОН-2. Время воздействия изменялось от 1 до 10 минут.

Экспериментально установлено, что при воздействии электромагнитного излучения разных длин волн происходят заметные изменения полей напряжений у вершин трещин. Методом фотометрирования определены плотности почернения до, и после воздействия электромагнитного излучения. Получены графики относительной интенсивности для разных типов воздействия. Обнаружено, что при воздействии рентгеновского излучения эффект релаксации полей напряжений проявляется наиболее существенно. Предложен метод и написана программа на Паскале, позволяющая обрабатывать фотографии полей напряжений и строить пространственные картины контрастности изображения. Электромагнитное излучение, по-видимому, стимулирует подвижность дислокаций за счет разблокировки стопоров и уменьшения напряжения трения решетки.

Отмечено, что воздействие электромагнитного излучения инфракрасного, видимого, ультрафиолетового и рентгеновского диапазонов длин волн вызывает релаксацию механических напряжений в вершине трещин за счет обратимого движения дислокаций и приводит к их частичному залечиванию. Интенсивность залечивания и релаксации напряжений зависит от длины волны излучения. При уменьшении длины волны эффект залечивания и релаксации полей напряжений увеличивается.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант №02-01-01173).

ТЕРМОДИНАМИКА И СИНЕРГЕТИКА УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А.К.

Уфимский государственный институт сервиса, г. Уфа, Россия,
emaletd@mail.ru

Аморфные материалы обладают повышенными физико-механическими свойствами. При их деформации наблюдаются гигантские полосы с неравномерной величиной сдвига, не содержащие дислокаций, автоколебательность деформации, вязко-хрупкий переход и др. особенности. Экспериментальные данные показывают, что действуют четыре микромеханизма деформации, зависящие от приложенных напряжений и температуры: ползучесть точечных дефектов и свободного объема, кинетика дислокаций Сомилианы, зарождение критической микротрещины. Экспериментально построена диаграмма упругопластических свойств аморфных материалов в зависимости от напряжений и температуры.

Показано, что для описания диаграммы и особенностей деформации аморфных материалов необходимо применять принципы неравновесной термодинамики и синергетики. Записано общее выражение для производства энтропии при упругопластической деформации аморфных материалов с различными микромеханизмами, которые являются диссипативными процессами. С позиций неравновесной термодинамики и синергетики наблюдаемые особенности деформации в данном температурно-напряженном интервале связаны со сменой микромеханизма - диссипативного процесса, контролирующего деформацию. Термодинамические условия контролирующего микромеханизма определяются вариационным принципом минимума производства энтропии. Скорость производства энтропии является функцией от множества параметров: температуры, напряжений, структуры, фазового состава, и др. Контролирующие в данных условиях микромеханизмы являются самоорганизующимися состояниями, которые зарождаются при превышении критических значений напряжений, температуры и изменяются по механизму кинетического перехода.

Общее термодинамическое соотношение, позволяющее вычислить пластичность, температуру вязко-хрупкого перехода и т.п., показывает, что разрушение наступает, когда скорость производства энтропии, благодаря образованию критической микротрещины превысит скорость производства энтропии от других диссипативных деформационных процессов (вакансионных, дислокационных и др.).
$$P_l^T = dS_p^{(T)} / dt = \sigma_{ij}^* \cdot \Delta \epsilon_{ij}^{(T)} / T \leq \sum \sigma_{ij} \epsilon_{ij}^{(l)} / T, (l = 1, 2, \dots)$$
. Показано, что общий синергетический подход должен основываться на системе уравнений кинетики вакансий, свободного объема, дислокаций, микротрещин. Появление бифуркации решений кинетических уравнений при критических значениях параметров: напряжений, плотности дефектов, температуры будет определять пластичность материала, температуру вязко-хрупкого перехода T_C и другие свойства. Сформулирована полная система уравнений, включающая уравнение теплопроводности, деформации образца в машине, кинетики вакансий, свободного объема, квазидислокаций, микротрещин. Проведен анализ устойчивости решений системы стационарных уравнений и численное исследование двухпараметрической системы уравнений кинетики в пространстве напряжений и температуры. Построены фазовые траектории, бифуркационные и фазовые диаграммы типов решений в зависимости от температуры и напряжения. Сделано сопоставление диаграммы проявления микромеханизмов деформации с экспериментальной диаграммой пластических свойств аморфных материалов. Проведен анализ автоколебательной деформации.

ЛИНЕЙНЫЕ ДЕФЕКТЫ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А.К., Нуруллаев Р.Л.

Уфимский технологический институт сервиса, Россия
emaletd@mail.ru

Механические свойства нанокристаллических материалов определяются свойствами и кинетикой решеточных и зернограничных дислокаций. Большой вклад поверхностной энергии границ в свободную энергию приводит к существенному возрастанию ангармоничности решетки. В модифицированной модели Френкеля-Конторовой исследованы упругие поля напряжений в ангармонической решетке. Учет ангармоничности позволил обнаружить качественное отличие в распределении напряжений дислокации от случая упругой бесконечной решетки, которое состоит в том, что напряжения вначале, как обычно, спадают обратно пропорционально расстоянию, а затем, на расстояниях, определяемых коэффициентом ангармоничности, начинают экспоненциально быстро затухать. Качественно новое поведение тензора напряжений приводит к изменению упругой энергии дислокаций, уровня средних напряжений, максимальной плотности дислокаций, критического напряжения срабатывания источников дислокаций, характера спадания напряжений от стенки и некоторых механических свойств нанокристаллических материалов.

Проведено исследование линейных дефектов в границах зерен. Установлено, что в специальных границах существуют стабильные зернограничные дислокации, имеющие вектор Бюргерса, равный периоду локальных минимумов в зернограничном потенциале. В произвольной большеугловой границе (квазипериодический потенциал) стационарные зернограничные дислокации не существуют. Общее решение выражается кноидальной волной, которая может распадаться на цуг квазидислокаций (неустойчивых солитоноподобных дефектов - дислокаций Сомилианы). Принципиально новое поведение вычисленного тензора напряжений квазидислокации, в отличие от решеточной дислокации, заключается в экспоненциальном спадании напряжений сразу от ядра. Собственная упругая энергия квазидислокаций почти на два порядка меньше, чем упругая энергия решеточных дислокаций.

Проведено численное моделирование системы уравнений кинетики решеточных и зернограничных квазидислокаций. Показано, что скорость зернограничного проскальзывания является немонотонной функцией плотности квазидислокаций и времени. Исследован процесс диссоциации (спридинга) решеточной дислокации, вошедшей в ансамбль квазидислокаций, оценено время диссоциации. Силовые и энергетические условия зарождения решеточных дислокаций в границах при низких температурах имеют порядок гомогенного зарождения дислокаций решетки. При температуре сверхпластичности напряжения зарождения дислокации могут быть снижены до уровня приложенных, благодаря диссоциации дислокации несоответствия, остающейся в границе, в ансамбль квазидислокаций. При увеличении плотности квазидислокаций диссоциации не происходит, что может быть причиной выхода из режима сверхпластичности. Проведен анализ системы уравнений, описывающей макроскопическую деформацию образца в машине. Полученные результаты позволяют объяснить некоторые закономерности зернограничного проскальзывания в обычных границах и особенности сверхпластической деформации нанокристаллических материалов.

СИНЕРГЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Емалетдинов А.К., Хамидуллин И.Н.

Уфимский государственный институт сервиса, г. Уфа, Россия,
emaletd@mail.ru

В термомеханической обработке сплавов важную роль играют мартенситные и диффузионные фазовые превращения, благодаря которым улучшаются физико-механические свойства материалов. Теоретический анализ кинетики фазовых превращений в металлах и сплавах проводится различными методами. Для описания динамики образования новой фазы можно использовать синергетический подход.

В рамках синергетического подхода образование новой фазы есть один из каналов образования диссипативной структуры и проявления коллективных мод движения групп атомов. Рассмотрены синергетические модели кинетики фазовых мартенситных и диффузионных превращений при термической обработке. На основании термодинамики и статистической теории кинетики мартенситных превращений записана система уравнений, описывающая динамику роста мартенситной пластинки в процессе охлаждения. Показано, что динамика роста пластинки описывается нелинейным уравнением. Анализ решения уравнения показал, что скорость роста пластинки мартенсита является немонотонной и затухающей благодаря торможению обратной силы упругой деформации кристалла и матрицы при превращении. Термодинамические условия возникновения диссипативной структуры – мартенситной пластинки позволяют объяснить характеристические критические параметры: размер зерен, температурный интервал, масштабный эффект и другие.

Рассмотрен процесс зарождения мартенситной пластинки в рамках неравновесной термодинамики фононной системы. При постоянной температуре кристаллическая решетка находится в равновесном состоянии, а тепловые колебания атомов описываются равновесной функцией распределения. При охлаждении кристалл переходит в неравновесное состояние, и фононная система также становится неравновесной и обладает механической энергией, благодаря которой может производиться механическая работа, например, образование новой фазы. Чтобы в системе началось образование новой фазы, отдача энтропии должна превышать критическое значение. Вблизи критической точки распределение флуктуаций фононов перестает быть Гауссовым, и радиус корреляции становится бесконечным. Возникают длинноволновые корреляции макроскопических флуктуаций, которые являются параметрами порядка и отвечают коллективному движению групп атомов решетки, связанному с движением фазовой границы мартенситной пластинки. Таким образом, образование мартенситной пластинки представляет собой когерентный процесс релаксации возбужденной фононной системы кристалла. Записана система уравнений динамики кристаллической решетки в квазигармоническом приближении. Показано, что условия появления коллективных мод движения в кинетике фононов соответствуют критическим параметрам: температуре, времени зарождения и критическому размеру зародыша пластинки при превращении. Кинетика системы описывается системой уравнений, включающей уравнения для нормальных фононов, критической неустойчивой моды – локальных фононных мод мартенситной пластинки (собственных колебаний) и неравновесной части функции распределения фононов. Проведен анализ системы уравнений и радиуса корреляции – размера пластинки.

СИНЕРГЕТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ В ФИЗИКЕ ПЛАСТИЧНОСТИ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ

Емалетдинов А.К.

Уфимский государственный институт сервиса, г. Уфа, Россия,
emaletd@mail.ru

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

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

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

МОДЕЛИРОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Емалетдинов А.К., Хамидуллин И.Н.

Уфимский государственный институт сервиса, г. Уфа, Россия,
emaletd@mail.ru

При термической обработке материалов получают различные виды дислокационной субструктуры: полигональное, сетчатое, ячеистое, полосовое и фрагментированное распределения, которые и определяют внутренние напряжения и физико-механические свойства материалов. Экспериментально построены диаграммы зависимости вида дислокационной субструктуры от температуры. Различные виды дислокационной структуры создают свои поля внутренних напряжений 2-го и 3-го рода, определяющие неустойчивость электрофизических параметров элементов схем, их долговечность и др. свойства изделий микроэлектроники.

Рассмотрена упрощенная модель деформирования кристалла, когда развивается дислокационное скольжение в двух системах плоскостей (первичной и вторичной), что соответствует микроструктурным данным пластической деформации реальных материалов в широком диапазоне изменения напряжений и температуры. Сформулирована полная система уравнений, включающая уравнение теплопроводности, деформации образца в машине, кинетики дислокаций, описывающей основные дислокационные процессы: размножение, иммобилизацию, диффузию, аннигиляцию и др.. Проведен анализ устойчивости решений системы стационарных уравнений с использованием методов показателей Ляпунова. Проведено численное исследование двухпараметрической системы уравнений кинетики дислокаций при пластической деформации в пространстве напряжений и температуры. Построены фазовые траектории; бифуркационные и фазовые диаграммы; сечения отображений Пуанкаре; критические показатели; размерности и др. типов решений в зависимости от широкого диапазона изменения температуры и напряжения. Установлено, что в системе существуют две стационарные точки: типа узел - седло и седло - неустойчивый фокус. Показано, что возникает последовательность типов решений: однородные, одномодовые периодические в пространстве, квазипериодические, перемежаемость, хаотические, многомодовые периодические во времени и пространстве, кноидальные (солитонные). Переход между структурами происходит при превышении критических значений напряжений, плотности дислокаций, температуры. Получены оценки периода ячеек, линий бифуркации волновых решений в зависимости от критических значений параметров. Показано, что для возникновения ячеистой структуры существует минимальный размер образца. Сделано сопоставление диаграммы типов решений с экспериментальной диаграммой дислокационных структур.

В процессе изготовления и эксплуатации элементов микроэлектроники важную роль играют внутренние напряжения. В отличие от термомеханической обработки изделий машиностроения, в микроэлектронике применяют отжиг 1-го рода, который происходит в микроскопических и микропленочных областях, в которых поля напряжений дислокаций существенно изменяются, благодаря микроскопическим размерам, дислокационным реакциям между собой и на граничных поверхностях, а также границам раздела. Записаны выражения для полей внутренних напряжений при непрерывном и дискретном распределении с учетом действия сил зеркальных изображений от границ раздела и дислокационных реакций. Проведено численное моделирование полей напряжений в микроскопическом зерне и пленке для различных видов распределения дислокаций, описанных выше.

СТРУКТУРА И ОСОБЕННОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Ni-Zr, ПРИГОТОВЛЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИМ СПЛАВЛЕНИЕМ

Жерновенкова Ю.В., Калошкин С.Д., Свиридова Т.А., Томилин И.А., Чердынцев В.В.

Московский Институт Стали и Сплавов, Москва, Россия
Zhernovenkova@yandex.ru

Исследовалась возможность получения квазикристаллической фазы в системе Ti-Ni-Zr путем механического сплавления. Сплавы состава $Ti_{45}Ni_{17}Zr_{38}$ и $Ti_{41.5}Ni_{17}Zr_{41.5}$ получали обработкой смеси порошков чистых металлов в высокоэнергетической шаровой планетарной мельнице при соотношении масс порошка и шаров 1:10 и скорости вращения водила 625 об/мин в течение 1, 2, 3, 4, 5 и 6 часов. Помол проводился в атмосфере аргона, для предотвращения разогрева использовалось водяное охлаждение.

Исследование образцов проводили методом рентгенофазового анализа (РФА). Был определен фазовый состав образцов после помола и последующих отжигов при температуре 440, 520, 550, 600, 650 и 750°C. После помола обнаружено присутствие исходных чистых металлов, фазы типа Ti_2Ni (E9.3) и квазикристаллической икосаэдрической фазы в случае помола в течение 6 часов. Отжиг при температуре 440°C в течение 6 часов после помола более 4-х часов ведет к увеличению количества квазикристаллической фазы, достигающего 60%. Анализ образцов проводили также методом дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК) при непрерывном нагреве до 520°C. ДСК показала наличие экзотермического эффекта при температурах, превышающих 300°C. Проведены исследования методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии. Изучена форма порошков и размер частиц образцов после помола и последующего отжига. Измерения микротвердости показали высокие прочностные свойства изученных систем.

Работа выполнена при поддержке РФФИ грант N 03-03-32885.

ЭЛЕКТРОННЫЕ РЕСУРСЫ eSM@

Муслов С.А.

МГМСУ, Москва, Россия
muslov@mail.ru

Настоящее сообщение касается этапов работы на пути к созданию электронной библиотеки eSM@ "Сверхэластичные сплавы с памятью формы - получение, изучение и применение". Коллекция электронных документов создана в целях улучшения информационного обслуживания высшего образования в России и оказания информационной поддержки профессорско-преподавательскому и научному составу, студентам и аспирантам институтов и университетов, сотрудникам научно-исследовательских институтов и центров, активно интересующихся изучением и внедрением новых перспективных материалов с заданными свойствами.

Рассмотрена технология создания электронной библиотеки eSM@ "Сверхэластичные сплавы с памятью формы - получение, изучение и применение".

В соответствии с Постановлением Правительства РФ от 28.08.01г. "О федеральной целевой программе "Развитие единой образовательной информационной среды (2001 - 2005гг.)" одной из ключевых задач развития информационных технологий в сфере образования является создание электронных библиотек как средства накопления и распространения информационных ресурсов. Программа предусматривает формиро-

вание единых тематических систем информационного и научно-методического обеспечения образования и обеспечение доступа к ним. Наполнение электронных библиотек должно происходить на основе уже имеющихся и вновь создаваемых информационных ресурсов в электронной и традиционной бумажной форме.

В настоящее время коллекции электронных документов в мировом информационном пространстве растут в геометрической прогрессии [1]. Электронные документы, в отличие от классических бумажных носителей, имеют ряд преимуществ (хотя последние удобнее читать):

- электронные документы не локализованы и, благодаря телекоммуникационным связям, могут быть доступны из любой точки, т.е. легко копируются и передаются;
- электронные документы могут использоваться одновременно несколькими пользователями в одно и то же время;
- электронные документы легко форматировать, сочетать с другими документами, изменять и т.д.;
- коллекции электронных документов компактно хранятся и занимают намного меньше по объёму место, чем их традиционные бумажные аналоги;
- электронные носители меньше подвержены влиянию случайных и временных факторов, а для защиты данных коллекции электронных документов допускают многократное резервное копирование и создание страховых архивов, в т.ч. на сменных носителях.

Фонды библиотеки (: 10 Gb) – это полные тексты электронных статей, материалы конференций, тексты патентов. Сводный каталог библиотеки размещён на сайте в Интернете. Ресурс зарегистрирован в реестре Российских электронных библиотек и сети баннерообмена электронными ресурсами.

Пакет текстов патентов (около 10000) сопряжён с системой автоматизации библиотек IRBIS. Набор файлов с полными текстами и библиографическими описаниями патентов импортирован в базу данных IRBIS с возможностью использования всех функций, предоставляемой этой системой, а именно: хранение структурированных данных, их модификация, просмотр, поиск по любым элементам, экспорт/печать любого фрагмента базы данных в заданном формате, просмотр связанных иллюстраций и т.д.

1. Труды 9-ой Международной конференции "Крым 2002" "Библиотеки и ассоциации в меняющемся мире: новые технологии и новые формы сотрудничества. Электронные информационные ресурсы и социальная значимость библиотек будущего". - М.: ГПНТБ России, 2002, т.1, 520с.

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДВУХФАЗНОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ VT6 ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ

Скотникова М.А.¹⁾, Штельмах С.В.²⁾, Андреева В.Д.²⁾, Крылов Н.А.¹⁾

¹⁾ Санкт-Петербургский Государственный Институт Машиностроения, Россия

²⁾ Санкт-Петербургский Политехнический Университет, Россия

Skotnikova@mail.ru

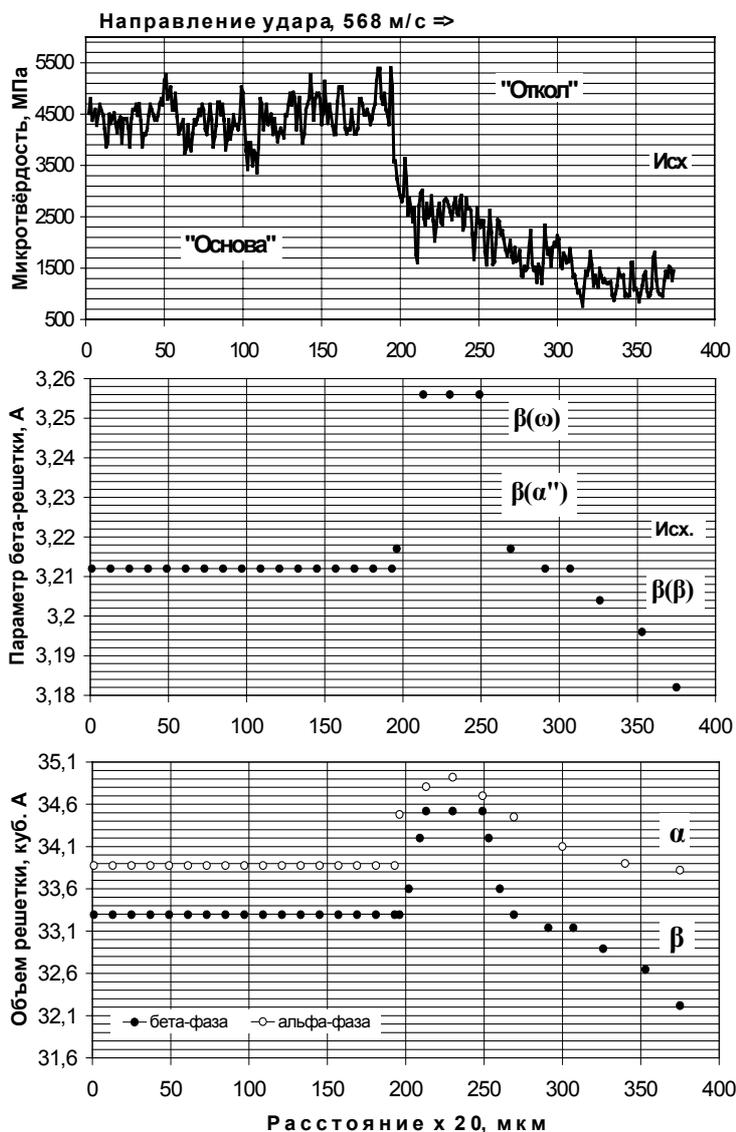
Методами рентгеноструктурного анализа, испытаний на микротвердость, исследовали структурно-фазовые превращения, происходящие в материале плоских образцов толщиной 7 мм, диаметром 52 мм из двухфазного ($\alpha+\beta$) титанового сплава VT6 (Ti-6Al-4V), испытанных стальным ударником со скоростью 500...600 м/с, с помощью

пневматической пушки с диаметром ствола 30 мм [1]. При этом образцы были полностью разрушены с образованием двух частей: «основной» и «откольной».

Измерения микротвердости были выполнены с интервалом 20 мкм при нагрузке 20 г по следу движения ударной волны в центре, на шлифах поперечного сечения образцов, в «основной» и далее в «откольной» частях. В них значения микротвердости достигали в среднем 4434 и 1892 МПа, соответственно, при твердости металла в исходном состоянии 4041 МПа.

Результаты пошагового рентгеноструктурного анализа показали, что в откольной зоне (на расстоянии 1000 мкм от излома) имело место резкое увеличение параметра ОЦК - кристаллической решетки, соответствующего хрупкой β - фазе когерентно - связанной с ω - фазой. В этом же интервале наблюдали значительное увеличение объема элементарной решетки не только β - но и α - фазы.

Показано, что фазовым превращениям предшествовало сильное микрорасслоение (формирование микрообластей обогащенных и обедненных легирующими элементами). На дифрактограммах наблюдали расщепление межплоскостных расстояний.



Авторы выражают благодарность проф. Ю.И. Мещерякову за предоставленные образцы для исследования.

1. Мещеряков Ю.И., Диваков А.К. Интерференционный метод регистрации скоростной неоднородности частиц в упруго-пластических волнах нагрузки в твердых телах. ЛФИ Машиноведения им. А.А. Благоврова, РАН, 1989, репринт № 25.

ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БИНАРНЫХ И МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ПАМЯТЬЮ, БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ИЗ РАСПЛАВА

Пушин В.Г., Кунцевич Т.Э., Коуров Н.И., Валиев Э.З.

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

Сплавы на основе никелида титана, бинарные, трех- и четырехкомпонентные (легированные железом, кобальтом, медью, гафнием и цирконием) в широкой области составов были синтезированы методом спиннингования струи расплава на быстро вращающемся медном барабане со скоростями охлаждения $10^5 - 10^6$ К/с [1]. Исследования структуры выполняли методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и нейтронографии. Измеряли также электросопротивление, прочностные и пластические свойства, эффекты памяти формы сплавов. Сплавы изучали в исходном состоянии и после отпуска по различным режимам.

Установлены концентрационные интервалы легирования сплавов, обеспечивающие получение в них аморфного состояния, и режимы синтеза (заковки и термообработки), приводящие к формированию нанокристаллических или субмикрокристаллических состояний. Показано, что, в зависимости от химического состава, условий заковки и последующей термообработки, в сплавах могут быть реализованы высокопрочные и пластичные состояния. Существенным фактором для формирования высокодисперсной зеренной структуры в быстрозакаленных сплавах как в исходном состоянии, так и при последующей термообработке является возможность подавления в них структурных и фазовых превращений при сверхбыстром затвердевании. Наиболее дисперсные нанокристаллические структуры и аморфизация реализуются в способных к фазовому расслоению сплавах, как бинарных, так и многокомпонентных. Сплавы с неограниченной растворимостью легирующих элементов наиболее трудно диспергируются, хотя и в них удается создать субмикрокристаллическую зеренную структуру (средний размер зерна 0,2-0,3 мкм). Легирование и особенности микроструктуры и фазового состава высокотемпературного аустенитного состояния сплавов определяют также температурные интервалы развития мартенситных превращений и типы образующихся мартенситных фаз (R, B19, B19'). Показано, что термоупругие мартенситные превращения и связанные с ними эффекты памяти формы в быстрозакаленных сплавах различных составов могут быть реализованы в широком температурном диапазоне (от криогенных температур до 450 К), отличаются узким температурным гистерезисом, высокой степенью обратимости эффектов памяти формы, однократного и обратимого. Исследованы особенности структурных механизмов мартенситных переходов в нано- и субмикрокристаллических сплавах.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами ИИТАС-01-0320, РФФИ 02-02-16420.

1. Pushin V.G., Kourov N.I., Kuntsevich T.e. et al. // Phys. Met. Metallogr. 2002. V.94. Suppl.1. P.S107-S118.

СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНОМ БЫСТРОЗАКАЛЕННОМ СПЛАВЕ Ti-Ni-Cu, ПОДВЕРГНУТОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМООБРАБОТКАМ

Гундеров Д.В.¹⁾, Пушин В.Г.²⁾, Валиев Р.З.¹⁾, Валиев Э.З.²⁾

¹⁾ *Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия*

²⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

dimagun@mail.rb.ru

Известно, что интенсивная пластическая деформация (ИПД) позволяет получать объемные образцы с нанокристаллической или, в некоторых случаях, с аморфной структурой [1]. В частности, интенсивная пластическая деформация позволяет консолидировать в объемные монолитные образцы порошки и ленты, полученные быстрой закалкой сплавов из расплава [1].

Сплавы на основе никелида титана являются известными и широко применяемыми на практике материалами с эффектом памяти формы. В работе методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, нейтронографии, измерения электросопротивления изучен сплав $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ в исходном поликристаллическом состоянии, в аморфном состоянии после сверхбыстрой закалки из расплава спиннингованием, интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением, а также после кристаллизационных изотермических нагревов.

Полученный в работе закалкой из расплава сплав $Ti_{50}Ni_{50}Cu_{25}$ имел однородную аморфную структуру с редко расположенными сферолитами фаз В2 и $Ti_2(Ni,Cu)$. Отжигом данного аморфного сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ оказалось затруднительно сформировать однородную нанокристаллическую структуру. Так, отжиг при $350^{\circ}C$ еще не приводит к кристаллизации, а при нагреве до температуры $450^{\circ}C$ и выше аморфная фаза кристаллизуется с образованием зерен с В2-структурой, размер которых достигает 1 мкм и более.

Обнаружено, что уже в результате интенсивной пластической деформации кручением при комнатной температуре в аморфном сплаве $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ происходит нанокристаллизация: в аморфной фазе появляются в большом количестве нанокристаллы размером 3-5 нм. ИПД приводит к изменению механизма кристаллизации сплава $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ и при последующем нагреве. Так, в деформированном сплаве после отпуска при $350^{\circ}C$, в течение 10 мин средний размер нанозерен составляет около 50 нм, после отпуска при $450^{\circ}C$, 10 мин – 200 нм, тем самым обеспечивая их высокопрочное состояние.

Работа выполнена при частичной поддержке грантами ИНТАС-01-0320, МНТЦ 2398.

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией // М.: Логос, 2000. –272 с.

ВЛИЯНИЕ ОСВЕЩЕНИЯ, МЕХАНИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОТВЕРДОСТИ КРИСТАЛЛОВ C₆₀

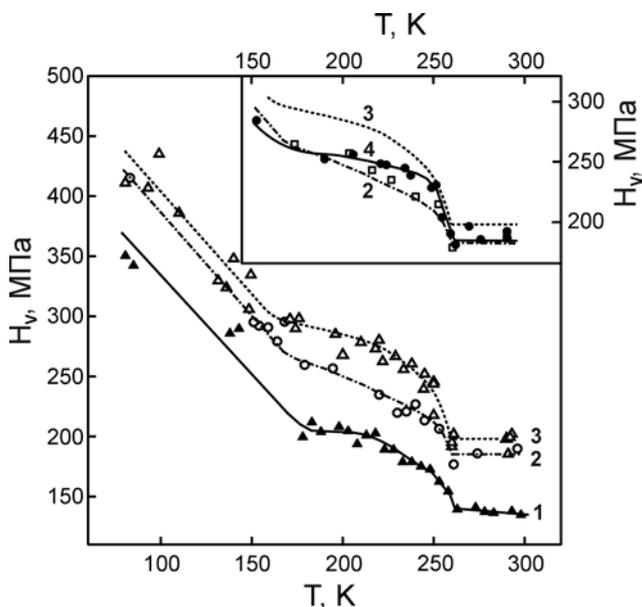
Фоменко Л.С.¹⁾, Лубенец С.В.¹⁾,
Изотов А.Н.²⁾, Николаев Р.К.²⁾, Сидоров Н.С.²⁾

¹⁾ *Физико-технический институт низких температур им. Б.И.Веркина НАН Украины*

²⁾ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

fomenko@ilt.kharkov.ua

Изучена температурная зависимость микротвердости H_V монокристаллов фуллери-та C₆₀, выращенных из газовой фазы в вакууме и подвергнутых различным воздействи-ям перед измерениями (освещению, полировке, отжигу). На рисунке приведены типич-ные зависимости $H_V(T)$, полученные на одном из исследованных кристаллов при ин-дентировании габитусной грани кристалла {111} нагрузкой порядка 0,05 Н при $T = 77$ -300 К. Зависимость (1) соответствует образцу, который длительное время хранился на воздухе в темноте, а зависимость (2) получена, спустя трое суток с момента начала ма-нипуляций с образцом; при этом образец подвергался воздействию внешнего освеще-ния при подготовке экспериментов, а также света лампы накаливания при измерении диагоналей отпечатков индентора в оптическом микроскопе. Зависимость (3) получена при индентировании той же грани кристалла после ее механо-химической полировки на замше, смоченной бензолом, на глубину порядка 5 мкм (такая полировка удаляла все



предыдущие отпечатки индентора). За-висимость (4) относится к образцу, ко-торый после механо-химической поли-ровки поверхности отжигался в вакууме при $T = 425$ К в течение 7,5 часов, а пус-тые квадраты на вставке соответствуют отжигу на воздухе при $T = 420$ К в тече-ние 9 часов. Сопоставление приведен-ных зависимостей показывает, что воз-действие освещения сопровождается упрочнением кристалла (сравни кривые (1) и (2)), что связано, по-видимому, с частичной полимеризацией приповерх-ностного слоя. Эффект упрочнения, обусловленный влиянием освещения, наблюдается во всем интервале темпе-ратур 77-300 К, при этом сохраняются особенности на зависимости $H_V(T)$, свя-занные с ГЦК→ПК переходом при $T \approx$

260 К и с термически активированной релаксацией в системе пентагонных и гексагон-ных конфигураций молекул C₆₀ при $T \approx 160$ К. Механо-химическая полировка поверх-ности приводит к дальнейшему упрочнению кристалла (кривая (3)), возможно, вследст-вие введения новых дефектов решетки. Отжиг на воздухе понижает величину твердо-сти примерно до уровня кривой (2). В то же время отжиг кристалла в вакууме (кривая (4)) меняет не только величину, но и ход зависимости $H_V(T)$, делая более резким рост H_V в области ГЦК→ПК фазового перехода.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА: ДОСТИЖЕНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ

Пушин В.Г.¹⁾, Валиев Р.З.²⁾

¹⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

²⁾ *Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия*

Pushin@imp.uran.ru

RZValiev@mail.rb.ru

Представлен обзор преимущественно собственных исследований сплавов на основе никелида титана, бинарных и многокомпонентных. Данные материалы наиболее перспективны в прикладном отношении и обладают не только уникальными эффектами памяти формы, но и исключительным комплексом других физико-механических свойств: прочностью, пластичностью, высоким демпфированием, циклической и коррозионной стойкостью, биологической совместимостью. Это определяет их особое место среди новых функциональных материалов и нарастающий интерес к их изучению и применению [1-3]. Рассмотрены особенности предмартенситных явлений и мартенситных превращений в них в зависимости от легирования, размера зерна, предшествующего старения или механо-термических воздействий, и физико-механические свойства сплавов. Большое внимание обращено на новые технологические процессы синтеза сплавов (сверхбыструю закалку из расплава, интенсивную пластическую деформацию [4], жидко-твердое спекание композиционных многофазных сплавов и др.), изменяющие исходное состояние, стабильность и микроструктуру В2-аустенита [5, 6]. Анализируются закономерности протекания мартенситных превращений в структурно-неоднородных или сильно диспергированных сплавах. Выявлены микроскопические механизмы формирования тонкой структуры при мартенситных превращениях в наноструктурных сплавах. Обнаружена смена механизмов мартенситных превращений: "мультипакетный мартенсит" → "однопакетный мартенсит" → "монокристаллический мартенсит" в В2-зернах по мере их измельчения и установлены соответствующие сменам критические размеры зерен, а также критические размеры нанозерен, ниже которых образование мартенситов В19', В19 и R подавляется полностью. Анализируются достижения и перспективы в области создания новых материалов с эффектами памяти и их использования в различных направлениях медицины и техники.

1. Пушин В.Г., Кондратьев В.В., Хачин В.Н. Предпереходные явления и мартенситные превращения. Екатеринбург: УрО РАН, 1998.
2. Хачин В.Н., Пушин В.Г., Кондратьев В.В. Никелид титана: структура и свойства. М.: Наука, 1992.
3. Pushin V.G. // Phys. Met. Metallogr. 2000. V.90. Suppl.1. P.S68-S95.
4. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией // М.: Логос, 2000. –272 с.
5. Pushin V.G., Stolyarov V.V., Valiev R.Z et al. // Ann. Chim. Sci. Mat. 2002. V.27, №3. P.77-78.
6. Pushin V.G., Kourov N.I., Kuntsevich T.e. et al. // Phys. Met. Metallogr. 2002. V.94. Suppl.1. P.S107-S118.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ОБЪЕМНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Валиев Р.З.¹⁾, Пушин В.Г.²⁾, Столяров В.В.¹⁾, Гундеров Д.В.¹⁾, Коуров Н.И.²⁾,
Куранова Н.Н.²⁾, Прокофьев Е.А.¹⁾, Юрченко Л.И.²⁾

¹⁾ *Институт физики перспективных материалов УГАТУ, Уфа, Россия*

²⁾ *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

RZValiev@mail.rb.ru

Pushin@imp.uran.ru

Для сплавов на основе никелида титана, способных испытывать мартенситные превращения и связанные с ними эффекты памяти формы, важной задачей является совершенствование физико-механических и эксплуатационных характеристик и, прежде всего, конструкционных и функциональных, связанных с эффектами памяти. Известно, что интенсивная пластическая деформация методом равноканального углового прессования (РКУП) позволяет получать объемные заготовки сплавов с субмикроструктурной зеренной структурой и, в частности, была применена к сплавам никелида титана. Образцы для РКУП представляли собой цилиндры диаметром 20 мм и длиной 100 мм. РКУП осуществляли за 4-12 проходов при температурах 500, 450, 400, 350°C. Последующую термообработку осуществляли в широком интервале температур. Была применена также последующая, после РКУП, механо-термическая обработка (прокаткой, волочением) при температурах, понижающихся вплоть до комнатной. Исследования структуры сплавов выполняли методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии. Измеряли электросопротивление, магнитную восприимчивость, механические свойства и эффекты памяти формы. Было обнаружено, что сплавы после РКУП приобретают высокопрочное наноструктурное состояние со средним размером равноосных зерен 200-300 нм, в зависимости от режима РКУП. Методом РКУП достигается высокая проработка зеренной структуры в сплавах, о чем свидетельствует весьма узкий интервал распределений зерен по размерам вдоль и поперек заготовки, на ее краях и в центре. В основном зерна характеризуются большеугловыми разориентациями друг относительно друга, лишь крупные зерна содержат субзеренную малоугловую фрагментацию. Имеет место сильная текстура сплавов с основными компонентами $\langle 111 \rangle$ и $\langle 110 \rangle$. Установлено, что сплавы Ti-Ni после РКУП испытывают практически те же мартенситные превращения. Однако даже сплавы до- и эквиатомного состава, в которых в исходном состоянии (со средним размером зерна 50-80 мкм) происходит единственное превращение $B2 \leftrightarrow B19'$, испытывали, как и заэквиатомные ($Ti_{49,4}Ni_{50,6}$), ступенчатое прямое и обратное превращение по схеме $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$. Температуры второго перехода $R \rightarrow B19'$ несколько снижаются (на 20-40°). Это позволяет регулировать критические температуры реализации данного превращения и, соответственно, обеспечиваемых ими эффектов памяти формы, варьируя режимы РКУП и, если необходимо, последующих термообработок. Использование после РКУП механо-термических обработок путем многократных прокатки или волочения приводит к дальнейшему упрочнению сплавов и измельчению зерна (вплоть до аморфизации). В последнем случае применение низкотемпературного отжига позволяет создать в сплавах однородное наноструктурное состояние с контролируемым размером зерна уже в интервале 50-200 нм. В электронномикроскопических экспериментах *in situ* детально исследованы механизмы мартенситных переходов в данных сплавах и особенности тонкой структуры мартенситов.

ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ПОРИСТОСТЬ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ ПОЛЗУЧЕСТЬ МЕДИ

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

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

** Институт физического материаловедения, НАН, Чехия*

Vladimir.Betekhtin@mail.ioffe.ru

Известно, что уменьшение пористости в материалах приводит, как правило, к улучшению его механических свойств. Наиболее подробно такое влияние изучено для случаев уменьшения пористости (залечивание) при чисто термических воздействиях, а также под действием гидростатического давления. Особый интерес предоставляет исследование периодического залечивания образующейся пористости, так как при этом возможно достижение максимальной долговечности. Такое воздействие, то есть последовательные испытания при повышенных температурах и последующих циклов залечивания, приводит к структурным изменениям, которые не наблюдаются при однократной обработке давлением. В связи с этим, в данной работе проведено детальное исследование зеренной и поровой структуры меди после многократного залечивания с целью выявления факторов, приводящих к существенному увеличению долговечности материала.

Исследования проводили на чистой (99,9%) поликристаллической меди, испытываемой в режиме ползучести при $T = 500^\circ\text{C}$ и $\sigma = 12,5$ МПа в инертной среде. Средняя долговечность при этих условиях составляла ≈ 36 часов. Образцы, выдержанные под нагрузкой 25 часов ($0,7 \tau_p$), разгружались, охлаждались, подвергались действию давления $P = 1$ ГПа в течение 10 минут, снова испытывались в течение 25 часов в прежнем режиме и так далее. Количество таких циклов и, соответственно, рост полной долговечности составляли несколько десятков.

Ряд образцов испытывался в режиме, частично моделирующем выше описанный: после испытания до $0,7 \tau_p$ и залечивающей обработки проводился отжиг при $T = 500 - 700^\circ\text{C}$.

Для всех образцов определялись параметры зеренной и поровой структуры, такие как размер зерна, размер и форма пор, их полный объем, степень повреждения границ порами и т.д.

Анализ полученных данных и их сравнение с результатами механических испытаний позволяет сделать следующие выводы:

- а) При каждом нагружении возобновляется развитие пористости по границам зерен, причем, происходит преимущественно образование новых пор;
- б) Происходит миграция границ зерен, что приводит к росту числа внутриверенных пор и уменьшению числа зернограничных;
- в) Макроразрушение наступает, как и в случае обычного испытания, при достижении критической степени поврежденности границ зерен порами;
- г) Наблюдается уменьшение скорости ползучести образцов при каждом последующем цикле испытание – залечивание, что связано как с увеличением размера зерна, так и с образованием внутриверенной субструктуры.

Авторы благодарят за финансовую поддержку Минобрнауки РФ (грант Е 02 – 4.0 – 124).

ВЗАИМОСВЯЗЬ ТВЕРДОСТИ И ШИРИНЫ РЕНТГЕНОВСКОЙ ЛИНИИ УГЛЕРОДИСТЫХ (ПО ДАННЫМ Г. КУРДЮМОВА И Н. ОСЛОНА), СРЕДНЕЛЕГИРОВАННЫХ И МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Шахназаров Ю. В., Андреева В. Д.

СПбГПУ, Санкт-Петербург, Россия
stm@ftim.spbstu.ru

Одним из экспрессных методов количественной оценки свойств и структуры является измерение твердости HRC и ширины рентгеновских линий В. Это было проделано в фундаментальной работе Курдюмова и Ослона (ЖТФ, 1939, 9, 21) на углеродистых (0,11–1,18 %С) сталях, отпущенных при $t_{\text{отп}} = 20 - 650^{\circ}\text{C}$. По какой-то причине, даже в обобщающей работе «Превращения в железе и стали» не увязано изменение HRC и В.

Для легированных (12ХНВА, 38ХНЗМФА, ХВГ, $t_{\text{отп}} = 20 - 670^{\circ}\text{C}$) и углеродистых сталей наблюдается отчетливая корреляция между В и HRC: понижение HRC сопровождается значительным уменьшением В, но до определенного значения HRC $\sim 25, 36$ и 42 для низко-, средне- и высокоуглеродистых сталей, соответственно. При дальнейшем понижении твердости В меняется значительно меньше. Таким образом, точка изгиба HRC^u на кривых В–HRC не зависит от легирования. Кривые HRC– $t_{\text{отп}}$ для сталей с 0,11–1,18%С в интервале $400-650^{\circ}\text{C}$ эквидистантны. Сдвиг координаты по оси абсцисс точки изгиба на кривых В–HRC в сторону более высоких значений HRC по мере повышения %С можно связать с увеличением доли карбидной фазы. Отметим, что точке изгиба HRC^u соответствует отпуск $\sim 430^{\circ}\text{C}$. Какова бы ни была природа изгиба кривых В–HRC, независимость HRC^u от легирования вообще и конкретно от изученного позволяет связать точку изгиба только с углеродом. Такой подход не будет выглядеть чрезмерно формализованным, если рассмотреть зависимости В–%С и HRC–%С всех сталей при $t_{\text{отп}} > 450^{\circ}\text{C}$, когда участие легирующих в формировании свойств несомненно. Для обеих групп высокоотпущенных сталей характерно: повышение твердости до определенного предела; дальнейшее увеличение %С мало влияет на HRC; изгибам на кривых HRC–%С соответствуют максимумы на кривых В–%С. Неизменность HRC связана с компенсацией вклада карбидной фазы разупрочнением твердого раствора, о чем свидетельствует уменьшение В правее максимумов на кривых В–%С. Эти максимумы находятся у нелегированных сталей при 0,5–0,6 %С.

У мартенситностареющих сталей Н18К9М5Т, Н17К10В9МТ, Х13К14Н4М3, Н18К3М4Т, Н17К12М5Т и Х13К14Н4М5 (состаренных (нагретых) при $t_c = 270-850^{\circ}$ после закалки от 930° ; часть образцов после старения при $t_c = 570-770^{\circ}$ подвергали второму старению при 510°) каких-либо общих закономерностей взаимосвязи HRC, В, величины блоков и микроискажений установить не удалось, что можно связать с «аномалиями»: 1. Максимум HRC ($t_c = 520^{\circ}$) может не совпадать с максимумами В, смещенными к $t_c = 470$ или 570° . 2. Второй максимум HRC при $t_c = 690$ или 730° может не совпадать с максимумами В. 3. После второго старения при 510° у всех сталей наблюдается максимум HRC после первого старения при 690° , несмотря на максимальное количество остаточного аустенита $A_{\text{ост}}$. У трех сталей максимумам HRC отвечают минимумы В. 4. Максимумы приращения HRC и В могут совпадать с максимумами $A_{\text{ост}}$, т.е. с малой долей способного упрочниться при втором старении «свежего» мартенсита. 5. В равнотвердых состояниях (HRC 25–40) двойное старение дает более высокую В, чем одно.

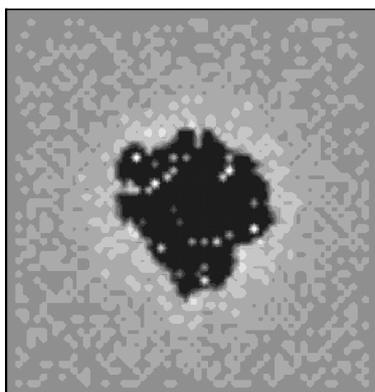
ДИФФУЗИОННЫЙ РОСТ НОВОЙ ФАЗЫ В МОДЕЛИ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ

Мельниченко А.С.

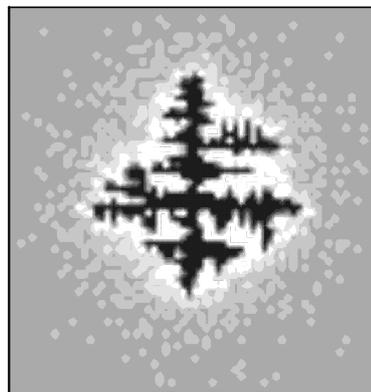
Московский институт стали и сплавов, Москва, Россия
asm@mfp.misis.ru

Предложена компьютерная геометрическая модель роста новой фазы предполагающая, что пространство разбивается на ячейки, в каждой из которых имеется концентрация некоторого элемента c_i . Ячейка принадлежит новой фазе, если концентрация в ней достигает максимального значения C . Первоначально имеется затравочная ячейка с концентрацией C и все остальные ячейки с концентрацией $c < C$. Концентрация элемента в ячейках может меняться скачком на величину Δc таким образом, что разность Δc передается в одну из соседних ячеек. Все ячейки разделены на четыре типа. Ячейки новой фазы, концентрация в которых равна C и далее не изменяется. Соседние с ними ячейки (ячейки роста), разность Δc из которых может передаваться только в ближайшую ячейку такого же типа. Ячейки, соседние с ячейками роста, разность Δc из которых может передаваться только в ячейки роста. Все остальные ячейки (ячейки матрицы), разность Δc из которых передается в одну из соседних ячеек, где концентрация меньше, чем в данной.

Параметрами модели являются отношение скорости диффузии в матрице к скорости образования новой фазы и параметр, эквивалентный поверхностному натяжению границы фаз. Показано, что в рамках одной модели можно получать кластеры новой фазы как компактной (рис.а) так и дендритной (рис.б) формы.



а)



б)

Для ячеек разной симметрии исследована зависимость фрактальной размерности кластеров новой фазы от параметров модели.

MARTENSITE LATTICE PARAMETERS AND TRANSFORMATION STRAIN IN BINARY Ti-Ni SHAPE MEMORY ALLOYS

Korotitskiy A.V.¹⁾, Prokoshkin S.D.¹⁾, Brailovski V.²⁾, Turenne S.³⁾,
Tamonov A.V.⁴⁾, Khmelevskaya I.Yu.¹⁾, Trubitsyna I.B.¹⁾

¹⁾ *Moscow Steel and Alloys Institute, Russia*

²⁾ *Ecole de technologie superieure, Montreal, Canada*

³⁾ *Ecole Polytechnique de Montreal, Canada*

⁴⁾ *Joint Institute for Nuclear Research, Dubna, Russia*

prokoshkin@tmo.misis.ru

akorotitskiy@fromru.com

In the hyper-equiatomic nickel concentration range of binary Ti-Ni alloys, concentration dependencies of the lattice parameter of the quenched B19'-martensite are observed. The parameters a , c , β decrease, while b increases as nickel concentration decreases. The martensite unit cell volume $\omega_{B19'}$ incidentally decreases in accordance with a decrease in the B2-austenite unit cell volume ω_{B2} , that is a direct result of a solid solution enrichment in nickel. In the pre-equiatomic nickel concentration range, the B19'-martensite lattice parameters do not change.

For Ti-50.0 at.%Ni alloy, maximum martensitic transformation lattice strain and, consequently, theoretical resource of the maximum fully recoverable strain is by 11 ÷ 17% higher than for Ti-50.7 at.%Ni alloys.

Lattice parameters of the B19'-martensite formed from the austenite containing well-developed dislocation substructure (caused either by strain-induced or transformation-induced hardening) differ from the lattice parameters of the quenched B19'-martensite.

A possible reason for such difference is the influence of strain fields from dislocation substructure and/or residual stresses in the parent austenite having other origins.

For binary Ti-Ni, temperature dependences of the B19'-MLP are observed. These trends are approximately the same in the whole 47.0 to 50.7 at.%Ni concentration range: as temperature increases, parameter a slightly varies, b increases, c and β decrease. The unit cell volume increases during heating, thus reflecting thermal volume expansion of the B19'-martensite lattice. For quenched Ti-47 at.%Ni and Ti-50.0 at.%Ni alloys, an enhancement of the temperature dependencies of MLP occurs in the course of the reverse martensitic transformation. Such enhancement is absent when the martensite is formed either from quenched austenite in Ti-50.7 at.%Ni alloy, or from the austenite containing well-developed dislocation substructure in Ti-50.0 at.%Ni and Ti-50.7 at.%Ni alloys. In last cases, an additional transformation-induced hardening is prevented because of the presence of strong preliminary strain-induced hardening of the austenite, or because the transformation itself realizes through an intermediate R-phase (good accommodation of lattices during transformation).

The change in the transformation sequence from B2→B19' to B2→R→B19' is not a cause for changes in the B19'-MLP connected to the nickel concentration variations, or to the effect of strain- or transformation-induced hardening of the B2-austenite.

For Ti-50.0 at.%Ni alloy, reorientation or plastic deformation (25% of thickness reduction) of the B19'-martensite do not affect its MLP.

ЭФФЕКТ ДВУСТОРОННЕЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В NiTi, ИНИЦИИРОВАННЫЙ ПОВТОРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ

Вяххи И.Э.¹⁾, Чикиряка А.В.¹⁾, Huang W.²⁾

¹⁾ Санкт-Петербургский государственный политехнический университет, Россия, vahhi@ftim.spbstu.ru

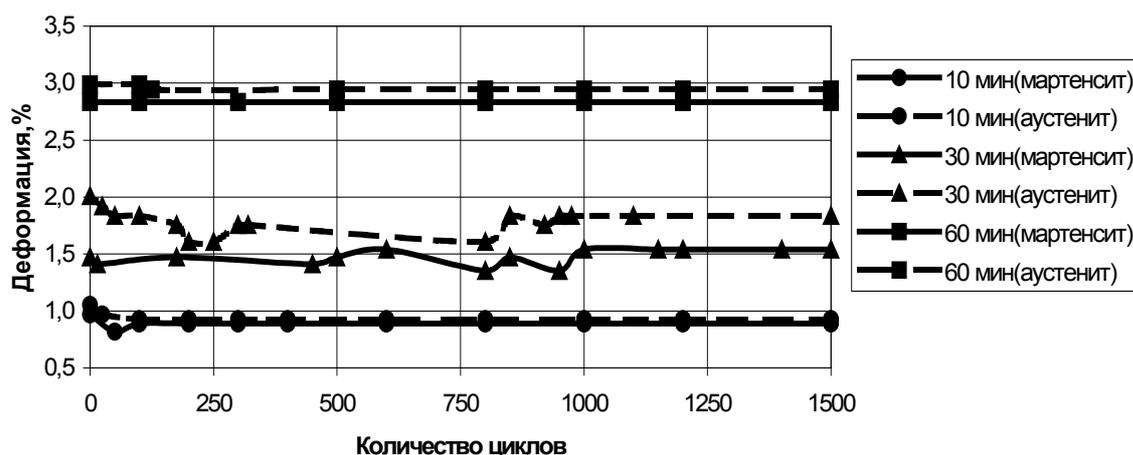
²⁾ Nanyang Technological University, Singapore

Фазовые мартенситные превращения в сплавах с эффектом памяти формы (ЭПФ) под действием внешней нагрузки сопровождаются накоплением и возвратом деформации. При этом сплав с ЭПФ без нагрузки, как правило, не проявляет деформационного поведения при термоциклировании. Однако, известен эффект двусторонней (обратимой) памяти формы, когда материал при охлаждении накапливает деформацию и восстанавливает при нагревании. Такое поведение сплава при фазовых мартенситных превращениях может использоваться в исполнительных механизмах, так как не требуется контролемент для возврата сплава в деформированное состояние.

В работе данный эффект инициировался повторной термообработкой, т.е. последовательным заданием сплаву с ЭПФ, путем пластической деформации, двух различных форм и дальнейшей различной термообработкой. Исследованы образцы проволоки сплава NiTi диаметром 0.5 и 0.75 мм.

Образцу сплава путем отжига при температуре 600°C задавалась первоначальная форма дуги окружности заданного диаметра. После этого образец разрезался на куски меньшей длины. Разрезанные образцы последовательно закреплялись на цилиндрическом держателе с меньшим диаметром, и давалась различная временная выдержка при температуре 450°C с последующим охлаждением в воде. Исследовалось термоциклирование сплава через интервалы прямого и обратного мартенситных переходов без приложения внешней нагрузки.

На рисунке приведены графики зависимости обратимых деформаций при нагреве и охлаждении от числа циклов для образцов NiTi диаметром 0.5 мм.



Результаты показали, что максимальная, обратимая деформация, т.е. разница деформаций в фазовых мартенситном и аустенитном состояниях, наблюдалась при выдержке 30 минут и достигала значения 0.3 – 0.4%. Наблюдаемый двусторонний эффект памяти формы отличается стабильностью, при количестве циклов до 1500, независимо от времени выдержки. Аналогичные зависимости получены для образцов NiTi проволоки диаметром 0.75 мм.

АБСОЛЮТНЫЙ МАКСИМУМ ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ ОТПУЩЕННОГО МАРТЕНСИТА КАК СЛЕДСТВИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ $635 \pm 35^\circ\text{C}$

Шахназаров А.Ю., Шахназаров К.Ю.

“Трэк – Авто”, г. С.-Петербург, Россия

Smartem@ghe.spb.ru

“Безопасными” для вязкости и пластичности являются температуры отпуска (t_0) $\sim 225^\circ$, 425° , 650° . Все виды хрупкости – необратимую, обратимую и субкритическую ($t_0 \sim 650^\circ - A_1$) – связывают с повреждением границ зерен.

Вряд ли возможно избирательное отсутствие повреждения границ при “безопасных” t_0 . Вероятность фазового превращения в железе при 225° и 450° обсуждалась неоднократно. Поскольку признаком фазового превращения, согласно Тамманну и Гудремону, являются скачки свойств и перегибы кривых, перечислим некоторые эффекты (аномалии) для железа и стали при $635 \pm 35^\circ$.

На температурных зависимостях свойств железа наблюдаются: 1. Четкий излом дилатограммы на ветви охлаждения. 2. По данным разных авторов, ускоренный рост, глубокий минимум, либо излом λ -образной кривой теплоемкости. 3. Пересечение кривых параметра решетки, как и при A_2 . 4. Скачкообразный рост максимальной магнитной проницаемости, бывшей неизменной при $450 - 650^\circ$. 5. Аномалия растворимости цементита. 6. Небольшая площадка на кривой теплосодержания. 7. Кроме нижней (720°) и верхней (782°) точек Кюри, Шульце выделяет температуру 670° начала ускоренного роста термического коэффициента электросопротивления. 8. Максимум σ_T чистейшего монокристалла, как и у армко-Fe. 9. Максимум ударной вязкости, как и у сталей, независимо от содержания углерода. 10. Провал пластичности, сравниваемый с красноломом, который привязывается к полиморфизму, а не к сере. 11. Максимум внутреннего трения отожженных сталей. 12. Максимумы числа Лоренца и коэффициента линейного расширения. 13. Максимальное поглощение углерода азотистым железом.

После отпуска сталей при $\sim 650^\circ$ наблюдаются: 1. Максимальная вязкость, рельефно выявляемая при полухрупком разрушении на образцах с трещиной. 2. Одинаковая пластичность образцов с закалочными трещинами и без них. 3. Максимум на кривых σ_B -, σ_S -, $\psi - t_0$, если эксперимент вести через 15° . 4. Практически отсутствует превращение остаточного аустенита, как и при $\sim 400^\circ$. 5. Нагрев чуть выше A_{c3} , а не до точки “в” Чернова, измельчает зерно перегретой стали. 6. Равная степень охрупчивания достигается за время отпуска в десятки раз большее, чем при более низкой или высокой t_0 . 7. Минимальная доля карбидов при непрерывном изменении содержания C и Fe в них. 8. Перегибы на кривых коэрцитивной силы и потерь на гистерезис наклепанной стали. 9. Дробление блоков. 10. Одной минуты при $t_0 \sim 650^\circ$ достаточно, чтобы устранить обратимую хрупкость, что требует аномальной диффузионной десеграции. 11. Максимально контрастное влияние двух антиподов – C и Ni – на отпускостойчивость.

Пластичность максимальна, если превращение аустенита при охлаждении прошло при $620 - 660^\circ$, как и при 400° .

170 ± 15°C – КРИТИЧЕСКАЯ ТЕМПЕРАТУРА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Шахназаров А.Ю., Шахназаров К.Ю.

“Трэк – Авто”, г. С.-Петербург, Россия
Smartem@ghe.spb.ru

На основополагающей дилатограмме Ганнеманна и Трэгера совершенно очевидна аномалия удлинения при 175°. Эта аномалия не является специфически “мартенситной”, поскольку также очевидна немотонность при 180° магнитограммы нагрева стали с 1% С после отпуска при 225°, 40 часов (И.Н. Богачев, В.Г. Пермяков).

Изучив изменение намагниченности I , электросопротивления ρ и удлинения закаленной стали, Масушита и Нагасава трижды упомянули в аннотации своей статьи температуру $t = 170^\circ$, чаще, чем любую другую.

При $\sim 170^\circ$ завершается первая стадия распада мартенсита (Г.В.Курдюмов), поэтому внимание к этой температуре объяснимо. Но правомочен такой вопрос: почему это происходит при $\sim 170^\circ$, ведь процесс распада мартенсита непрерывен?

Н.Т. Гудцов и др. отметили сжатие закаленной стали при 170°, Масушита и Нагасава — излом кривой I , а на ветви охлаждения от 550° экстремумы коэрцитивной силы H_c при 220 и 180°.

После отпуска при 170° у закаленной стали явный максимум H_c . Но эти эффекты не являются специфически “мартенситными”, поскольку нагрев перлита приводит к полному саморазмагничиванию при 180°. Качественно такое же понижение I мартенсита при $\sim 180^\circ$ отмечено В.К.Белоусом и увязано с выделением мало- или немагнитной фазы, о которой Курдюмов почему-то не упоминает. В.Д. Садовский называет этот эффект, не комментируя, “некоторым”, хотя изменение I составляет четверть общего на графике.

Н.Г. Зуева (1931г.) показала излом кривых H_c-t при $170 \pm 20^\circ$ как у закаленных, так и отожженных сталей с 0,6 – 1,2%С.

Н.Т.Гудцов и др. установили максимум магнитной проницаемости при 180° во время нагрева закаленной стали и при ее охлаждении от 350 – 550°.

Богачев и Пермяков показали два излома кривых $I-t$ при 170 и 220° продуктов отпуска при 325 – 375°.

При тех же температурах два излома на температурных зависимостях теплоемкости перлита (Умино).

Раздвоение точки Кюри цементита не является следствием легирования (Белоус и др.), т.к. наблюдается и в углеродистых сталях.

По-видимому, обсуждаемые эффекты, как и точка A_1 , имеют “углеродную” природу, поскольку на зависимостях $\rho-t$ наблюдаются экстремумы у сплавов с 0,15, 1, 3,8%С (Томпсон и Вайтенхед, 1923г.), а у чистого железа его нет.

О ПРИПИСЫВАЕМЫХ ОТПУСКАЕМОМУ МАРТЕНСИТУ ИЗМЕНЕНИЯХ СВОЙСТВ ПРИ ПЕРВОМ, БЕЗЫМЯННОМ, ВТОРОМ И ТРЕТЬЕМ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Шахназаров А.Ю., Шахназаров К.Ю.

“Трэк – Авто”, г. С.-Петербург, Россия
Smartem@ghe.spb.ru

Во время отпуска при 1-м, 2-м и 3-м превращениях происходит сжатие, расширение и снова сжатие, соответственно. В безымянном интервале (~170–230°C) просходит просто термическое расширение (Блантер).

Покажем, что изменения свойств при нагреве (отпуске) закаленной стали имеют не специфически “мартенситную” природу.

1. Сжатие характерно и для отожженных сплавов Fe–C, особенно высокоуглеродистых: средний коэффициент удлинения (α_{cp}) при 20 – 200° С может быть меньше, чем в любом другом интервале (Дризен, 1913 г.), а зависимость $\alpha_{cp} - t$ качественно напоминает дилатограмму отпуска.

2. Кроме сжатия, при 1-м превращении происходит резкое снижение намагниченности (ΔI) мартенсита, которое Садовский называет “некоторым”, хотя оно составляет почти треть изменения I на графике. Курдюмов, Утевский и Энтин в обобщающей работе игнорируют ΔI . Белоус и др. связывают его с выделением неизвестной мало – или немагнитной фазы. Между тем, качественно такое же изменение I наблюдается для перлита (наклепанного и ненаклепанного) и сорбита, а Смит (1912 г.) установил при ~ 180°C полное саморазмагничивание перлита, которое Бозорт назвал “неожиданным”. В точке Кюри цементита остаточная индукция изменяет направление, что, вероятно, связано с превращением в железе.

3. В безымянном интервале (170–230°) у продукта отпуска при ~325–375° два излома I при ~170 и 220° (Богачев, Пермьяков). Такие же два излома на температурной зависимости теплоемкости эвтектоида (Умино, 1927 г.), что привело к предположению о раздвоении точки Кюри цементита (Обергоффер), хотя у изолированного цементита одна точка Кюри. Тепловые эффекты при ~170° и 220° могут скрывать иные процессы.

4. При 2-м превращении “магнитные эффекты не могут быть объяснены только распадом остаточного аустенита” (Белоус и др.), хотя бы, поскольку не объяснено предшествующее падение I , вряд ли связанное с точкой Кюри цементита (в изолированном виде его I растет до ~ 200°).

Отметим еще одну аномалию: I мартенсита при ~260° выше, чем при 20° после охлаждения от 550°. Этого у ферромагнетиков “не должно” (Гудремон) быть, что ставит под сомнение связь увеличения намагниченности только с распадом остаточного аустенита.

5. Указанные эффекты сопоставим с немонотонными изменениями I электролитического железа: после отжига – при 250°, а после закалки – при 225°, отметив, что мартенсит и перлит являются производными от железа по оцк конфигурации атомов.

6. Ускоренный рост α_{cp} выше 200° характерен и для перлита.

7. В интервале 3-го превращения происходит изменения I закаленных сталей при 330°, а у закаленного железа при 345° (Дeарден и Бенедикс, 1923 г.), что может иметь единую “железную” природу.

ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ΔT-ЭФФЕКТА В АМОΡФНЫХ СПЛАВАХ

Зайченко С.Г., Глезер А.М.

*Институт металлофизики и функциональных материалов им. Г.В. Курдюмова
ГНЦ ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия*

zaych@magn.ru
glezer@imph.msk.ru

Недавно нами было обнаружено новое явление, заключающееся в необратимом изменении основных физических свойств как бинарных, так и многокомпонентных аморфных металлических сплавов (АМС) после завершения низкотемпературных воздействий (77 и 4.2 К) различной продолжительности [1]. Экспериментально установлено снижение предела текучести и напряжения течения, уменьшение площади спектра энергий активаций, коэрцитивной силы, экваториального эффекта Керра, повышение намагниченности насыщения и модуля Юнга после завершения низкотемпературной обработки (НТО) образцов АМС в жидком азоте или гелии. Структурные исследования, проведенные методами дифракции нейтронов, малоуглового рассеяния нейтронов и рентгеновских лучей, эффекта Мессбауэра, свидетельствуют о необратимых изменениях топологического и химического ближнего порядка аморфных сплавов после НТО. Таким образом низкотемпературный ΔT-эффект представляет необратимые изменения структуры и физических свойств аморфных сплавов после завершения низкотемпературной обработки. Предложена его физическая модель, основывающаяся на теоретическом исследовании процесса охлаждения ленточных образцов АМС, представляющих тонкие пластинки, и включающая:

(i) решение трехмерного уравнения теплопроводности, позволившее найти распределение температур в охлаждаемых образцах, определить время полного охлаждения последних, определить скорость охлаждения $V \sim 10^4 - 10^5$ К/с, которая по порядку величины сопоставима со скоростью процесса закалки из расплава;

(ii) решение уравнений термоупругости, из которых получена максимальная величина термоупругих напряжений $\sigma \sim 10^7 - 10^8$ Н/м². Этих напряжений, как показывают оценки, достаточно для разрыва связей ассоциатов: боридов, фосфидов, силицидов и неоднородностей другой природы, находящихся в расплаве и переходящих в аморфную ленту в процессе ее изготовления;

(iii) решение волновых уравнений, позволившее установить, что продольные колебания образцов АМС в ходе НТО являются движущей силой дрейфа атомов, ответственных за необратимые изменения структуры и физических свойств аморфных сплавов.

Физическая модель низкотемпературного ΔT-эффекта объясняет полученные экспериментальные результаты.

[1] Зайченко С.Г., Глезер А.М., Перов Н.С. и др. ДАН. **367** (1999) 478.

ИЗМЕНЕНИЯ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ НЕГОМОГЕННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr-Cu.

Зайченко С.Г., Глезер А.М., Федотова Н.Л.

*Институт металлофизики и функциональных материалов им. Г.В. Курдюмова
ГНЦ ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия*

zaych@magn.ru

glezer@imph.msk.ru

Впервые установлено влияние негомогенной пластической деформации аморфных металлических сплавов (АМС) системы Zr-Cu на изменение их удельного электросопротивления и термического расширения. Пластическая деформация АМС при температурах ниже $0.7T_g$, где T_g - температура стеклования, реализуется в виде локализованных полос сдвига (ПС). Изменение ближнего топологического и химического порядка, как и эффект дилатации, сосредоточены в ПС и не затрагивают остальную часть материала АМС. В настоящее время единственным хорошо изученным параметром ПС является их толщина, изменяющаяся в диапазоне 10-40 нм в зависимости от состава, способа нагружения и слабо зависящая от температуры механических испытаний. Исследования расстояния между ПС носят фрагментарный характер, а эффекту дилатации посвящена вообще лишь одна работа [1]. Если определение второго параметра ПС потребовало самостоятельных исследований в зависимости от вида и степени деформации, то третий оценивался по результатам работы [1].

АМС системы Zr-Cu подвергали 2-м видам механических испытаний: холодной прокатке со степенью обжатия от 10 до 50% с шагом $\approx 10\%$, и 180-и градусному свободному изгибу. Установлено влияние степени обжатия на удельное электросопротивление ρ , причем функциональная зависимость между этими параметрами носит существенно нелинейный характер. Наблюдаемое снижение ρ после прокатки с максимальным обжатием $\approx 50\%$ по сравнению с исходным состоянием АМС составила величины порядка 50 и 30% в зависимости от угла между вектором плотности тока и направлением полос сдвига. Из этого следует, что негомогенная пластическая деформация вызывает анизотропию удельного электросопротивления: ρ принимает минимальные значения, когда вектор плотности тока параллелен направлению полос сдвига, и максимальные, когда указанные векторы взаимно перпендикулярны. Аналогичное поведение демонстрировали образцы после изгибных испытаний, характеризуемое анизотропией удельного электросопротивления при минимальном значении $\rho \approx 43\%$. Коэффициент термического расширения АМС по сравнению с исходным состоянием снижался до значений, приближающихся к инварам. Предложена физическая модель этого явления и определен вклад основных факторов, определяющих величину удельного сопротивления.

[1] P.E. Donovan, W.M. Stobbs. The structure of shear bands in metallic glasses. Acta Metall. 29 (1983) 1419.

ВЛИЯНИЕ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА ПРОЦЕСС РАСТВОРЕНИЯ, СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ СУЛЬФИДНЫХ МИНЕРАЛОВ И КВАРЦА

Чантурия В.А.¹⁾, Бунин И.Ж.¹⁾, Иванова Т.А.¹⁾

¹⁾ *Институт проблем комплексного освоения недр РАН, Москва, Россия*

bunin_i@mail.ru

Важнейшим направлением развития различных производств 21 века являются *импульсные электротехнологии* ("Pulsed Power"), которые основаны на принципе преобразования энергии в импульсную форму с воздействием на вещества строго дозированных мощных импульсных электрических и магнитных полей, пучков заряженных частиц, нейтронов и рентгеновских квантов. В результате таких воздействий выявляются необычные, нелинейные свойства веществ, позволяющие обеспечить качественно иной уровень обработки, либо характеристики устройств, недоступные обычным способам и средствам. Одним из направлений "Pulsed Power" является воздействие на материалы сверхсильных электромагнитных полей. Примером развития указанного направления служат технологии нетермального воздействия сильных электрических полей на объекты различной природы, например, медико-биологические, минеральные и др. Данный способ воздействия относится к нетепловым методам, так как ввод энергии практически не меняет температуру среды, а также ее характерных, сравнительно однородных элементов, подвергнутых такому воздействию. В то же время, в течение короткого времени, много меньшего характерных времен установления теплофизических свойств материалов, составляющих среду, локальная температура в процессе воздействия может быть высокой. Метод обеспечивает резкое снижение расхода энергии, что обеспечивает перспективность его применения для обработки упорных руд, содержащих благородные металлы, в сверхсильных электрических полях. Фундаментальные исследования в этом направлении были проведены в ИПКОН РАН и ИРЭ РАН.

Изучение процесса растворения служит одним из эффективных методов выявления изменений свойств поверхности и химической активности минералов в результате энергетических воздействий. Для получения информации о механизмах воздействия мощными электромагнитными импульсами (МЭМИ) на золотосодержащие сульфидные минералы, кварц и продукты обогащения исследовали химическую и поверхностную активность частиц минералов до и после электромагнитного воздействия. В зависимости от количества импульсов, режима обработки и крупности материала изучалась растворимость и интенсивность растворения, содержание элементарной серы на поверхности, окислительно-восстановительный потенциал (Eh), pH водной фазы минеральной суспензии и изменение флотоактивности (гидрофобности) железосодержащих сульфидов и кварца. Проводились рентгенографические исследования по методу Дебая-Шерера на дифрактомере ДРОН-3 с использованием отфильтрованного $\text{CuK}\alpha$ -излучения с монохроматором для съемки неориентированных порошковых препаратов. Воздействие МЭМИ приводило к изменению фазового состава минералов. Отмечено влияние воздействия на кристаллическую структуру минералов, проявляющееся в расщеплении рефлексов на рентгенограммах обработанных проб, как сульфидных минералов, так и кварца. Предположительно, интенсивность электроимпульсного воздействия на ту или иную фазу минерала пропорциональна ее массовой доле. Установлен эффект влияния предварительного воздействия МЭМИ на интенсивность растворения, растворимость, состав поверхности и гидрофобность железосодержащих сульфидных минералов.

ОБРАЗОВАНИЕ НЕСОРАЗМЕРНЫХ И КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФАЗ В БЫСТРОЗАКАЛЁННЫХ СПЛАВАХ Ti-Fe И Ti-Mn

Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л., Лясоцкий И.В., Носова Г.И.

ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва, Россия

В сплавах титана с переходными металлами возможно образование несоответственных и квазикристаллических структур, исследованию которых в последнее время уделяется большое внимание. В данном докладе приведены результаты исследований фазовых превращений в сплавах Ti-Fe и Ti-Mn, приводящих к образованию указанных структур.

Методами рентгеновской дифрактометрии и просвечивающей электронной микроскопии исследованы двойные сплавы Ti-Fe и Ti-Mn, закалённые как из области ОЦК-твёрдого раствора, так и после закалки из жидкости (составы последних соответствуют двухфазной области на равновесной диаграмме состояния). В сплавах, закалённых из твёрдого состояния, образуется несоответственная ω -структура (диффузная ω -фаза) на базе ОЦК-структуры. Период модуляции несоответственной фазы (сдвиг максимумов рассеяния из положений идеальной ω -структуры) коррелирует с изменением электронной концентрации C_e (сумма s+d электронов). Для обоих сплавов предельная растворимость Fe и Mn в высокотемпературной области соответствует значению $C_e \sim 4,9$. При $C_e \sim 5$ в закалённых из жидкости сплавах также фиксируется несоответственная ω -структура, значение периода модуляции которой укладывается в обычную закономерность для исследованных сплавов. При $C_e \sim 5,2$ (29 ат.% Fe, 40 ат.% Mn) при закалке из жидкости образуется смесь икосаэдрических квазикристаллов и их аппроксимантов и родственных фаз. Для сплава Ti-29%Fe это аппроксимант I/L, формирующийся в виде конгломерата с псевдоикосаэдрической симметрией, состоящего из двойникованных кристаллических частиц; для Ti-40%Mn – родственная фаза с гигантской орторомбической ячейкой, находящейся в определённых кристаллогеометрических соотношениях с икосаэдрическим квазикристаллом.

Кроме того, в сплаве с 29 ат.% Fe образуется ОЦК-структура, для которой наблюдаются начальные стадии распада на упорядоченную (FeTi) и неупорядоченную фазы. Квазикристаллическая фаза в этом сплаве обеднена железом по сравнению с исходным составом. Соотношения фаз и их состав зависят от условий получения метастабильных состояний и различаются в зависимости от скорости охлаждения сплава.

Таким образом: 1) несоответственная ω -структура образуется в широком концентрационном интервале, в том числе и в закалённых из жидкости сплавах; 2) её период модуляции зависит от электронной концентрации; области составов метастабильного существования несоответственных и квазикристаллических фаз практически перекрываются; 3) квазикристаллические фазы в системах Ti-Fe и Ti-Mn образуются в различных концентрационных интервалах, но при близкой электронной концентрации; при этом структуры сопутствующих родственных фаз различаются.

ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА ОСУЩЕСТВЛЕНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ (TiHf)Ni

Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л., Лясоцкий И.В., Носова Г.И.

ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина

В результате рентгенографического и электронно-микроскопического исследования быстрозакаленных сплавов (TiHf)Ni с 15ат.% и 20ат.%Hf в различных структурных состояниях выявлены факторы, влияющие на происходящие в них фазовые превращения. В исходном, т.е. непосредственно после спиннингования расплава, состоянии первый сплав является кристаллическим, а второй – аморфным.

В сплаве с 15ат.%Hf после закалки из расплава обнаружен, в основном, моноклинный мартенсит и небольшое количество упорядоченной ОЦК фазы, т.е. в нем реализуется мартенситное превращение $B2 \rightarrow B19'$. Отжиг при температуре, превышающей температурный интервал мартенситного превращения, приводит к стабилизации высокотемпературной B2 фазы: ее относительное количество в охлажденном после отжига сплаве заметно увеличивается по сравнению с быстрозакаленным состоянием. Предполагается, что стабилизация может осуществляться за счет происходящего в процессе отжига дополнительного упорядочения атомов гафния в B2 структуре по сравнению с быстрозакаленным состоянием.

Аморфный сплав с 20ат.% Hf в результате различных термообработок был получен как в частично, так и в полностью закристаллизованном состояниях. В частично закристаллизованном сплаве в аморфной матрице содержалось небольшое количество изолированных наночастиц размером 50 - 200 нм. Размер зерен в кристаллическом сплаве составлял 50- 300 нм.

В аморфно-кристаллическом сплаве фазовый состав частиц различного размера отличается. В наиболее крупных из них (более 100нм) при охлаждении происходит превращение с образованием моноклинного мартенсита, причем в каждой частице формируются сдвойникованные кристаллы мартенсита одной системы. В частицах размером менее 100нм мартенситное превращение не реализуется: они содержат только B2 фазу. Причем структура B2 фазы в мелких частицах полностью сохраняется и после охлаждения образцов до температуры жидкого азота.

В кристаллическом сплаве с 20ат.%Hf мартенситное превращение осуществляется во всех зернах, в том числе и имеющих размер менее 100нм. Очевидно в этом случае существенную роль в развитии мартенситного превращения в том или ином кристаллите играют упругие напряжения, создаваемые при торможении растущих в соседнем зерне мартенситных кристаллов на межзеренной границе.

Полученные данные показывают, что на реализацию мартенситного превращения $B2 \rightarrow B19'$ в быстрозакаленных сплавах существенное влияние могут оказывать состояние высокотемпературной B2-фазы, размер кристаллитов, формирующихся в сплаве, а также наличие аморфного окружения вокруг кристаллических частиц.

ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Чуистов К.В., Березина А.Л.

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

chuist@imp.kiev.ua

Обсуждаются результаты экспериментальных и расчетных исследований, полученных в течение последних лет на ряде сплавов алюминия (Al – Li, Al – Mg, Al – Sc, Al – Zr, Al – Mg – Li, Al – Li – Cu, Al – Li – Sc, Al – Mg – Sc, Al – Mg – Zr, Al – Mg – Hf, Al – Li – Mg – Sc), полученных в метастабильном состоянии путем закалки из твердой и жидкой фазы.

Исследованы и проанализированы:

- механизм и кинетика формирования необычных “композитных” фаз и их влияние на механические свойства сплавов;
- явление “аномальной коалесценции” при непрерывном нагреве сплавов; эффективность влияния переходных элементов (Sc, Zr, Hf) на процессы выделения и рекристаллизации в алюминиевых сплавах;
- формирование “веерных” и “спиральных” структур в быстрозакаленных из жидкого состояния алюминиевых сплавах;
- вопросы стабилизации метастабильных состояний в алюминиевых сплавах за счет целенаправленного легирования и специальных термообработок.

ДЕФОРМАЦИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ С ПОЗИЦИЙ ХИМИЧЕСКОЙ ФИЗИКИ

Бутягин П.Ю., Стрелецкий А.Н.

Институт химической физики им. Н.Н. Семенова РАН, Москва, Россия

butyagin@center.chph.ras.ru

Изменения внешних размеров и формы твердого тела, его атомной структуры, электронной и фононной подсистем, все вместе составляют ответную реакцию твердого тела на различные механические воздействия. В обзоре обобщены полученные за последние несколько десятков лет результаты изучения этих процессов методами химической физики. К ним относятся деформация и разрывы межатомных связей, деструкция молекул, производство структурных дефектов в кристаллах, распад кристаллических структур с переходом в нано- и аморфное состояния. Со структурными превращениями связаны явления деформационного перемешивания и химического синтеза новых соединений. Ионизация и электронное возбуждение, статическая электризация, электронная эмиссия и люминесценция составляют группу электрофизических явлений. Цель обзора – восстановить внимание к этим исследованиям, раскрывающим природу деформации.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДВОЙНИКОВАНИЯ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ ИНИЦИИРОВАННОГО НАГРУЗКОЙ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Тюменцев А.Н., ¹Сурикова Н.С., ¹Лысенко О.В., Литовченко И.Ю.,
Пинжин Ю. П., ¹Коротаев А. Д.,

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия
¹Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия
tyuments@phys.tsu.ru

С использованием оптической металлографии, просвечивающей и растровой электронной микроскопии проведены исследования закономерностей механического поведения и механизмов пластического течения при активной деформации сжатием высокопрочных монокристаллов сплава TiNi(Fe, Mo).

Установлено, что в температурном интервале инициированного нагрузкой мартенситного превращения важную роль в процессе пластической и неупругой (сверхэластичность) деформации этого сплава играет образование полос переориентации и {113} двойников деформации, формирующихся механизмами динамических (прямых плюс обратных мартенситных) фазовых превращений [1] в полях высоких локальных напряжений.

В модели B2→B19(B19') превращения, основанной на концепции кооперативных тепловых колебаний двумерных когерентных объектов (плотнупакованных плоскостей) в кристаллах [2], проведен расчет тензора деформации, ее главных осей и плоскостей нулевых дисторсий {113} двойников деформации. Установлено, что в рамках механизма механического двойникования как прямого плюс обратного (по альтернативным системам) мартенситного превращения удастся описать не только закономерности переориентации кристаллической решетки, но и плоскости габитуса указанных выше двойников.

Показано, что при реализации этого механизма основной модой деформации является контракционная [2] (типа Бейновской) деформация превращения в полях диагональных компонент тензора напряжений. Исходя из этого, для монокристаллов разной ориентации проведены расчеты приведенных (к главным осям тензора деформации) нормальных напряжений. На основе полученных результатов проанализированы закономерности ориентационной зависимости двойникования и кривых неупругой и пластической деформации исследуемого сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке интеграционного проекта № 45 СО РАН, гранта РФФИ № 03-03-33079 и гранта Министерства образования РФ и CRDF в рамках программы BRHE (проект № 016-02).

1. Тюменцев А. Н., Сурикова Н. С., Литовченко И. Ю. и др. // Физика металлов и материаловедение. 2003. Т. 95. № 1. С. 97-106.
2. Найш В.Е., Новоселова Т.В., Сагарадзе И.В. // Физика металлов и материаловедение. 1995. Т.80. № 5. С.14-27.

ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННАЯ УСТАЛОСТЬ СТАЛИ

Петрунин В.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е., Коновалов С.В.

Сибирский Государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия
gromov@physics.sibsiu.ru

В наших предыдущих работах рассматривалась малоцикловая и многоцикловая усталость аустенитных сталей в условиях пропускания импульсного электрического тока через образец [1]. Используется известная концепция описания усталостных испытаний в терминах пластической деформации (закон Мэнсона) [1]. Экспериментально обнаружено, что при обработке токовыми импульсами ресурс выносливости возрастает на 15-25% [1].

Традиционно процессы электростимулированной усталости на дислокационном уровне привязываются к феномену поляризации ансамбля дислокаций [1]. Эта ситуация, на наш взгляд, справедлива в условиях, когда число дислокаций в материале велико [2]. При наличии критической плотности дислокаций $\rho_{cr} = 10^{14} \text{ м}^{-2}$ (по В.В.Рыбину) в стали образуются самоорганизующиеся дислокационные ансамбли и субструктуры на их основе: сетки, ячейки, фрагменты [2]. Решающую роль в их образовании может играть фактор внутренних напряжений, которым в условиях пропускания через материал (сталь) электрического тока, является “электронный ветер” В.Я.Кравченко [1,2]. Прирост внутренних напряжений, обусловленный током, был рассчитан нами ранее [1] по формулам эффективных напряжений “электронного ветра”. Этот прирост напряжений $\Delta\sigma = \sigma - \sigma_0$ составляет 20% от исходных напряжений σ_0 (без тока). Относительное приращение ресурса выносливости, обусловленное током, равно приращению напряжений, т.е. также составляет 20% в хорошем согласии с экспериментальными данными, указанными выше. Заметим также, что с учетом известного соотношения типа Холла-Петча $\Delta\sigma \sim (d)^{-1/2}$ и связи $S \sim d^2$, где d – размер нанофрагмента, а S – общая площадь границ нанофрагментов, имеем аналогичный результат для характеристики развитости границ. Относительный прирост величины S под действием тока $\Delta S = (S - S_0)$ (S_0 – площадь границ без тока) равен относительному приросту напряжений $\Delta\sigma$: $\delta_S = \Delta S/S_0 = (S - S_0)/S_0 = \delta_\sigma = \Delta\sigma/\sigma_0 = 20\%$ (железо). Таким образом, связь относительных приращений величин ΔN_f , $\Delta\sigma$ и ΔS и хорошее соответствие эксперименту (20%) свидетельствует о том, что электростимулированная усталость материала объясняется степенью развития границ нанофрагментов (стопоров дислокаций).

1. В.А. Петрунин, В.Я. Целлермаер, В.Е. Громов, С.В. Коновалов, О.В. Соснин // Вопросы материаловедения. 2002. №1. С.398-402.
2. В.А. Петрунин, А.Б. Юрьев, О.В. Соснин, В.Я. Целлермаер, В.Е. Громов, В.В. Целлермаер, С.В. Коновалов // Труды V Международного семинара “Современные проблемы прочности” им. В.А.Лихачева. Т.1.- Новгород: НГУ. 2001. С.95-100.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗНИКНОВЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ГРАДИЕНТОВ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ СТАЛИ 60ГС2

Ивахин М.П.¹⁾, Иванов Ю.Ф.²⁾, Коновалов С.В.¹⁾, Громов В.Е.¹⁾, Козлов Э.В.²⁾

¹⁾ Сибирский Государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

²⁾ Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия
gromov@physics.sibsiu.ru

Работа посвящена выявлению закономерностей формирования градиента структуры вдоль продольной оси образцов из стали 60ГС2, подвергнутых многоциклового усталости. Градиент структуры рассмотрен на нескольких структурно-масштабных уровнях: уровне зерна, пакетов и кристаллов мартенсита, дефектной субструктуры кристаллов мартенсита, частиц карбидной фазы.

В результате проведенных электронно-микроскопических дифракционных исследований установлено, что в образце, прошедшем 120000 циклов испытания (промежуточная стадия нагружения), значимые изменения дефектной субструктуры материала фиксируются лишь на уровне субструктуры кристаллов мартенсита. Уровень зеренной структуры остается неизменным, хотя следует отметить, что в зоне максимального нагружения в отдельных случаях вблизи границ зерен и в стыках зерен и пакетов отмечается формирование центров динамической рекристаллизации. Практически неизменным остается и внутризеренный уровень, связанный с наличием пакетов и кристаллов мартенсита.

Усталостные испытания стали приводят к существенным изменениям размеров частиц цементита игольчатой морфологии, образовавшихся в кристаллах пластинчатого мартенсита на стадии предварительного отпуска закаленной стали. По мере приближения к плоскости максимального нагружения средние размеры частиц увеличиваются. Эволюция частиц цементита, расположенных на границах кристаллов мартенсита и пакетов, приводит к изменению не только их средних размеров, но и морфологии.

Усталостное разрушение образца наступает после 142000 циклов нагружения. Установлено, что усталостное нагружение не приводит к разрушению ни зеренной, ни внутризеренной структуры анализируемого объема образца. Данный процесс протекает как в результате действия механизма парной коалесценции кристаллов пакетного мартенсита, так и вследствие перемещения большеугловых границ кристаллов пластинчатого мартенсита и зерен.

Количественный анализ дислокационной субструктуры стали показал, что вблизи поверхности разрушения величина скалярной плотности дислокаций несколько выше, чем в исходном состоянии, и по мере удаления, снижается, выходя на насыщение. Установлено изменение данного параметра субструктуры стали с увеличением расстояния от поверхности разрушения.

Показано, что с увеличением числа циклов нагружения величина скалярной плотности дислокаций снижается на промежуточной стадии нагружения и вновь возрастает к моменту разрушения образца; амплитуда кривизны-кручения кристаллической решетки стали монотонно возрастает, а величина азимутальной составляющей полной разориентации субструктуры практически не изменяется с увеличением числа циклов нагружения.

Работа выполнена при финансовой поддержке в форме гранта Т02-05.8-2673 МО РФ по фундаментальным исследованиям в области технических наук.

ЭВОЛЮЦИЯ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ В СТАЛИ 08X18H10T ПРИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАНИИ

Лейкина¹ О.С., Иванов² Ю.Ф., Громов¹ В.Е.

1 – Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк,

2 – Институт сильноточной электроники, г. Томск, Россия

gromov@physics.sibsiu.ru; yufi@mail2000.ru

Большое количество ответственных изделий, деталей машин и конструкций эксплуатируются в режимах циклических деформаций, определяющих разрушение уже при незначительных нагрузках. Вопросы усталости и прочности являются предметом самого тщательного рассмотрения с точки зрения как научного, так и опытно-конструкторских и технологических разработок. Усталостная прочность и долговечность являются важными критериями оценки работоспособности и ресурса многочисленных деталей и конструкций. Для их увеличения нами предложен метод токового воздействия. В настоящей работе рассмотрено влияние токового воздействия на карбидные фазы усталостно-нагруженных изделий.

Испытания на многоцикловую усталость проводили на образцах из стали 08X18H10T. До разрушения образцы выдерживали 170 000 циклов. Токовое воздействие проводили на стадии, соответствующей 100 000 циклов. В работах, проводимых нами ранее, установлено, что эта стадия наиболее оптимальна для проведения токового воздействия.

В исследуемой стали выявлены карбидные частицы двух типов: частицы карбида хрома типа $M_{23}C_6$ состава $(Fe, Cr)_{23}C_6$ и частицы карбида титана состава TiC . Основным карбидом стали исходного состояния являются частицы TiC . Средние размеры частиц составляют $62,4 \pm 5,6$ нм. Данные частицы имеют округлую, в отдельных случаях ограненную (в виде пластин или многоугольников) форму. Располагаются частицы карбида титана на границах и в объеме зерен. Частицы карбида $M_{23}C_6$ имеют сравнительно большие размеры, изменяющиеся в пределах 100-500 нм. Относительная объемная доля частиц карбида $M_{23}C_6$ мала. Усталостное нагружение образцов в количестве $N_f \sim 100000$ циклов не приводит к существенному изменению состояния карбидной фазы стали. Средние размеры частиц карбида титана заметно увеличились, по сравнению с размерами частиц исходного состояния, и теперь равны $110 \pm 7,8$ нм.

Эволюция карбидной подсистемы стали, подвергнутой усталостному нагружению и последующему электростимулированию, не приводит к изменению фазового состава материала. Электростимулирование привело к незначительному увеличению средних размеров частиц карбида титана, по сравнению с усталостно-нагруженным образцом. Усталостное нагружение стали и последующее разрушение образца сопровождается коагуляцией частиц карбида титана. Наблюдается не только существенное (в 1,6 раза) увеличение средних размеров частиц карбидной фазы до 176,6 нм, но и заметное расширение размерного спектра частиц. Термический нагрев стали приводит к залечиванию микротрещин, наблюдавшихся в усталостно-нагруженном материале. При этом в отдельных случаях удается выявить вокруг частиц субмикронных размеров формирование некоторых оболочек, имеющих собственную субструктуру.

Коагуляция частиц карбидной фазы несет в себе серьезную опасность усталостной долговечности стали. Как правило, вдоль межфазной границы раздела частица/матрица для частиц, средние размеры которых превышают $\sim 0,5$ мкм, в процессе усталости формируются микротрещины, способные, при благоприятных условиях, привести к разрушению образца.

Работа выполнена при финансовой поддержке грантом Министерства образования А03-3.17-455

FORMATION OF SUBMICROCRYSTALLINE AND NANOCRYSTALLINE STATE OF IRON-NICKEL ALLOYS DUE TO REVERSE MARTENSITIC TRANSFORMATION

Danilchenko V.E.

Institute of Metal Physics of NAS, Kiev, Ukraine,
danila@imp.kiev.ua

Sagaradze, V.V.

Institute of Metal Physics Ural Division of RAS, Ekateringurg, Russia,
vsagaradze@imp.uran.ru

1. Heat treatment of maraging steels and metastable phase-hardened iron-nickel alloys includes heating to within the $(\gamma+\alpha)$ - phase limits. The heating is necessary either for producing the intermetallic phases on aging or for initiating the reverse $\alpha\text{-}\gamma$ - transition. These processes in iron-nickel-based alloys are accompanied by the redistribution of the alloying element between the γ - and α -phases. This work deals with X-ray study of structural and composition changes in single crystals caused by heating the maraging Fe₆₉Ni₂₉Ti₂ and Fe₆₈Ni₂₈Ti₂Al₂ alloys to within the $(\gamma+\alpha)$ - limits. These alloys is used for the fabrication of stamps and press molds. The heating of two-phase iron-nickel-based alloys during the reverse $\alpha\text{-}\gamma$ - transition causes the surface lamination of the γ -solid solution. The surface of the quenched alloy is enriched by nickel because of the nickel redistribution between the γ - and α -phases during the $\alpha\text{-}\gamma$ -transition, selective iron oxidation, and increase in the concentration of the unoxidized component in the suboxide layer. Alloys with a submicrocrystalline superficial plastic layer can be applied in details which while in service are exposed to microshock loadings.

2. A partial $\alpha\text{-}\gamma$ transformation in a maraging steel type 18Ni9Co5MoTi, which causes breaking of the ferromagnetic α -martensite crystals by low-magnetic dispersed γ plates, increases the coercive force and improves the square shape of the hysteresis loop. As a result, the maraging steel may be classified as a semi-hard or hard magnetic material possessing a very high strength and a satisfactory plasticity.

3. A steel 16Cr9Ni3Mo having the martensitic point near 273 K was studied. Steel foils up to 0.7 μm thick were irradiated by electrons (5.5×10^{19} e/cm²s) and examined in a JEM-1000 electron microscope. A 6-hour electron irradiation at 773 K (a dose of 20 dpa) did not cause any void formation in a layered α/γ structure. The retained polyhedral austenite swelled considerably ($\Delta V/V = 0.2\%$) under the given irradiation conditions. The α/γ interfaces between adjacent austenite and martensite laths (spaced ~ 100 nm) serve as closely spaced sinks of point defects and retard the void formation. A high density of dislocations-sinks in the martensite (up to 10^{11} cm⁻²) and the reverted austenite (up to 5×10^{10} cm⁻²) also impede swelling.

СТРУКТУРА, МАГНИТНЫЕ И ТЕРМОУПРУГИЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ЛЕНТ ИЗ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ni-Mn-Ga

Альбертини Ф.¹⁾, Бессегини С.²⁾, Боярчук К.В.³⁾, Гречишкин Р.М.⁴⁾, Калентьев С.А.³⁾, Коледов В.В.³⁾, Парети Л.¹⁾, Паскуале М.²⁾, Шавров В.Г.³⁾ Юленков Д.С.⁴⁾

¹⁾ *IMEM CNR, 43010 Parma, Italy.* ²⁾ *IENI CNR, 23900 Lecco, Italy.*

³⁾ *Институт радиотехники и электроники РАН, 125009 Москва, Россия.*

⁴⁾ *Тверской государственный университет, 170000 Тверь, Россия*

shavrov@mail.cplire.ru

Сплавы Ni-Mn-Ga привлекают внимание редким сочетанием термоупругого мартенситного перехода и ферромагнетизма, а также перспективами применения в сенсорах и актюаторах. Быстрозакаленные ленты (БЛ) этих сплавов с нано- и микрокристаллической структурой, управляемой отжигом [1], представляют особый интерес в связи с возможностью управления их формой при помощи магнитного поля [2]. Цели данной работы заключались в экспериментальном изучении и сопоставлении магнитных и термоупругих свойств лент сплава Ni₅₃Mn_{23.5}Ga_{23.5}, а также в совместном изучении их кристаллической, мартенситной (двойниковой) и ферромагнитной доменных структур (ДС).

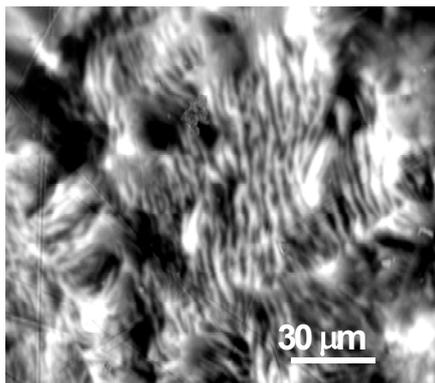


Рис. 1. Магнитная ДС БЛ, отожженной в течение 72 часов, в мартенситном состоянии, визуализированная пленкой ЖИГ.

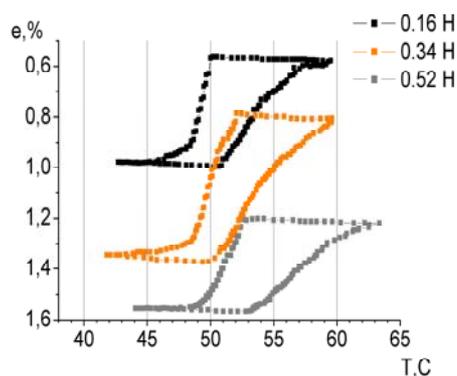


Рис. 2. Температурная зависимость деформации изгиба БЛ при различных нагрузках.

Основные результаты работы следующие. Прямыми оптическими методами показано, что с увеличением длительности отжига размеры кристаллитов БЛ возрастают, а мартенситные двойники проявляются более четко. Характерные размеры магнитной ДС (рис. 1) также возрастают. Она частично коррелирует с мартенситной ДС. Измерения зависимостей изгибная деформация – нагрузка – температура проводились по специально разработанной для исследования БЛ многоточечной схеме. Наблюдался эффект памяти формы (рис.2.). Возвратимая деформация при многократном повторении эксперимента достигала 1.5 – 2%. Сопоставлены температурные зависимости деформации при различных нагрузках и магнитной восприимчивости. Выявлены особенности гистерезиса мартенситного перехода, связанные с механическими напряжениями при деформировании.

Работа поддержана грантами РФФИ 03-02-17443, 04-02-81058, 03-02-39006.

[1]. F. Albertini et al. *JMMM* **242-245** (2002) 1421.

[2]. A.A.Cherechukin et al. *Phys. Let. A* **291** (2001) 175.

NITROGEN AND CARBON IN AUSTENITIC AND MARTENSITIC STEELS: ATOMIC INTERACTIONS, STRUCTURAL STABILITY AND MECHANICAL PROPERTIES

Gavriljuk V.

Kurdyumov Institute for Metal Physics, National Academy of Sciences of Ukraine, Ukraine
gavr@imp.kiev.ua

Effect of nitrogen and carbon on structure of austenitic and martensitic steels is discussed. The analysis starts from the electronic structure in terms of free and localised electrons and their contribution to atomic interactions, i.e. to metallic or covalent interatomic bonds, respectively. It is shown that substitution of carbon by nitrogen increases the concentration of free electrons and the joint alloying by nitrogen+carbon enhances this tendency.

A correlation is found between the electronic structure and atomic distribution in Fe-based solid solutions: namely an increase in the concentration of free electrons assists short range atomic ordering, whereas localisation of electrons at the atomic sites promotes clustering. In contrast to carbon, the nitrogen atoms do not occupy the nearest neighbouring sites (the first coordination sphere) in the austenitic fcc lattice. If both nitrogen and carbon are dissolved in austenite, a hard repulsion exists between interstitials within the two first coordination spheres. Moreover, due to their influence on the electronic structure, carbon, nitrogen and nitrogen+carbon affect the distribution of substitutional solutes. An example is given for the chromium atoms in Fe–Cr–C, Fe–Cr–N, Fe–Cr–C+N solid solutions.

Stability of solid solutions in relation to phase transformations and precipitation is shown to be increased in the order of alloying by carbon → nitrogen → nitrogen + carbon in consistency with the atomic distribution. A higher content of nitrogen + carbon as compared to single nitrogen or carbon is shown to retain in the solid solution of austenitic steels after long-term treatments at elevated temperatures. The fraction of retained austenite after quenching and its stability to decomposition during tempering is the largest in the nitrogen + carbon martensite and the smallest in the carbon one. A delay in the phase transformations during tempering of martensite and, consequently, a smaller size of precipitates is observed if carbon is substituted by nitrogen and, in particular, by nitrogen + carbon.

Effect of carbon and nitrogen on stacking fault energy of austenite and mechanisms of strengthening is also discussed. A correlation between the electronic structure (state density at the Fermi surface) and stacking fault energy is shown. Some of important characteristics (interaction between dislocations and interstitial atoms, mobility of dislocations, strengthening by grain boundaries, temperature dependence of the yield strength, cold work hardening etc.) are analysed on account of the above mentioned peculiarities of carbon and nitrogen steels.

ДИАГНОСТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИЛИКАТНЫХ СИСТЕМАХ

Иконникова К.В.¹⁾, Саркисов Ю.С.¹⁾, Иконникова Л.Ф.²⁾

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

2) *Томский государственный университет, Томск, Россия*

tearly@rambler.ru

lls@tgasu.tomsk.su

Изучение физико-химического взаимодействия в химических системах, а также установление зависимостей свойств последних от состава проводится традиционно по объемным характеристикам твердых тел (плавокость, удельное сопротивление и ряд других). Измерение объемных характеристик зачастую дорогостояще, сложно, длительно и не всегда эффективно, так как требует значительных объемных накоплений. С этой точки зрения использование в качестве контрольной характеристики не объемных, а поверхностных свойств является более перспективным. Кроме того, для сегодняшнего времени характерно интенсивное развитие нанотехнологий и использование наносистем, где свойства поверхности выступают на первый план, а развитие методов их исследования и теоретическое их обоснование является актуальным. Особого внимания заслуживает изучение кислотно-основных свойств поверхности, среди множества методов исследования которых по надежности, экспрессности и несложности аппаратного оформления выделяется метод адсорбции из растворов с регистрацией значений рН.

В настоящей работе представлены результаты исследования взаимосвязи структурных превращений с кислотно-основными параметрами поверхности (рН_{тнз}, рК_а) для ряда силикатных систем («SiO₂ - ZrO₂», «SiO₂ - Al₂O₃», «SiO₂ - Bi₂O₃» и др.). Для выявления корреляций привлечены современные методы исследования.

Показано, что изменение интегральной меры кислотности (рН_{тнз}) подчиняется основным закономерностям диаграммы «свойство–состав»: меняется линейно при аддитивном изменении второго компонента системы и экстремально – при образовании в системе нового химического соединения. Это свидетельствует о возможности использования кислотно-основных свойств для прогнозирования и экспрессной диагностики структурных образований в различных неорганических материалах.

В работе также показано, что интегральная мера кислотности является среднестатистической характеристикой совокупности кислотных центров, сила которых оценивается величиной рК_а. Значения рК_а можно найти в справочной литературе или определить экспериментально. Однако, анализ научно-технической литературы показывает, что кислотно-основные параметры можно также рассчитать по определенному алгоритму, включающему табулированные значения электронной структуры атомов и ионов химических элементов (заряд, радиус, потенциал ионизации, сродство к электрону). Нами предложен (как один из возможных вариантов) алгоритм расчета рК_а и рН_{тнз} для водных растворов амфолитов. Расчетные значения хорошо согласуются с табулированными и экспериментальными данными. На примере оксидов кремния и алюминия различной модификации показан вклад рассчитанных кислотно-основных параметров в прояснение механизма процесса ионообменной адсорбции. Расчетная оценка кислотно-основных параметров системы имеет ряд преимуществ перед экспериментальным их определением, так как дает возможность оценить характеристики неустойчивых или технически трудно доступных в чистом виде соединений.

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ (ОБЗОР)

Эстрин Э.И.

*Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова
ЦНИИЧМ им. И.П. Бардина*

Проблема взаимодействия пластической деформации и фазовых превращений имеет ряд аспектов.

I. Предварительная пластическая деформация оказывает значительное влияние на развитие последующих фазовых превращений. Этот эффект зависит от природы фазового превращения, температуры и степени деформации и используется при термомеханической обработке сталей.

II. Напряжения и пластическая деформация могут привести к развитию фазовых превращений при температурах, при которых спонтанное превращение не протекает. Результатом является появление новых фаз при нагружении сплавов с термоупругим мартенситным превращением, возникновение мартенсита деформации в сталях и сплавах с метастабильным аустенитом.

III. В свою очередь, протекание превращения при нагружении сопровождается аномалиями механического поведения материала. Наиболее известными эффектами такого рода являются сверхупругость, сверхпластичность, эффект памяти формы.

Явления, обусловленные взаимодействием деформации и фазовых превращений, в основном, изучены, применительно к низкотемпературным (мартенситным) превращениям. Некоторые из этих явлений (эффект памяти формы, трип-эффект) нашли практическое применение.

Значительно менее исследовано взаимодействие деформации с высокотемпературными (немартенситными) превращениями. Открытым остается вопрос о природе повышения пластичности в температурном интервале высокотемпературных превращений.

Особенно актуальной проблема взаимодействия деформации и фазовых превращений оказывается в связи с исследованием процессов, протекающих при сильной пластической деформации: при сдвиге под давлением, обработке в шаровых мельницах, газо- и гидрокструзии, интенсивной пластической деформации.

ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВЕРХНОСТНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА

Алехин В.П., Пьен Й.С.*, Сонг Й.В.**

Московский государственный индустриальный университет

** Дизайн Мекка /Сан Мун университет, Асан, Южная Корея*

*** Корейский институт науки и технологий, Сеул, Южная Корея*

alekhin@msiu.ru

Поверхностная упрочняющая обработка (ПУО) и, в частности, ультразвуковая финишная и упрочняющая обработка (УФУО) является завершающей операцией в технологическом цикле изготовления детали. Она позволяет без использования дополни-

тельного специализированного оборудования (например, шлифовальных станков) и по сокращенному технологическому маршруту повышать чистоту поверхности деталей до уровня, предъявляемого к финишной обработке. При этом не требуется применение традиционных абразивных материалов - паст, войлока, абразивных кругов и лент и т. п. Еще одно ее важное преимущество по сравнению с традиционными способами финишной обработки металлов (хонингование, доводка, суперфиниширование) заключается в дополнительном упрочнении поверхностного слоя деталей, в результате чего улучшаются их эксплуатационные свойства (усталостная прочность, контактная выносливость, износостойкость), повышается их надежность.

Применительно к условиям знакопеременного циклического нагружения проведен анализ поведения подсистемы линейных и точечных дефектов в градиентном поле напряжений и наличии соответствующего градиента химического потенциала.

Аналитически показано, что вакансионные процессы, протекающие в кристалле при высокочастотном и низкочастотном воздействии механических колебаний на него, подобны и отличаются только временными и пространственными масштабами протекания. Установлено, что с поверхности и границ зерен происходит «накачка» вакансий в кристалл (наличие эффекта «вакансионного насоса»). Показано возникновение около поверхности и границ зерен областей вакансионного пересыщения.

Установлена зависимость предельного расстояния продвижения вакансионного фронта от поверхности и границ в объеме образца. Получено, что предельное расстояние продвижения вакансионного фронта прямо пропорционально корню квадратному от коэффициента диффузии вакансий и обратно пропорционально корню квадратному от частоты воздействия на образец. Установлен критерий, позволяющий определить роль наружной поверхности, границ зерен и объемных дефектов в изменении концентрации вакансий.

Проанализировано переползание краевых дислокаций при циклическом воздействии на материалы. Показано, что переползание происходит под действием осмотических сил и направлено к наружной поверхности кристалла, границам зерен и к местам, где вакансионное пересыщение (недосыщение) отсутствует. Установлено, что переползание приводит к уменьшению плотности дислокации в объеме и увеличению в местах, где отсутствует вакансионное пересыщение (недосыщение), около свободной поверхности, границ зерен, трещин, пустот. Установлено, что в местах, где отсутствует вакансионное пересыщение (недосыщение), вблизи свободной поверхности, границ зерен пустот, возникают скопления краевых дислокации одного знака.

Показано, что скопления краевых дислокаций, образующиеся при циклическом воздействии в местах, где отсутствует вакансионное пересыщение, (вблизи свободной поверхности кристалла, границ зерен), приводят к возникновению в этих местах внутренних растягивающих напряжений. Установлена зависимость напряжения, создаваемого этими скоплениями, от плотности краевых дислокации в них.

ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ

Алехин В.П.

Московский государственный индустриальный университет, Москва, Россия
alekhin@msiu.ru

Проведен анализ основных факторов, ответственных за аномальные особенности пластического течения в приповерхностных слоях материалов с позиций учета структурно-энергетических особенностей зарождения, размножения и термоактивируемого движения дислокаций вблизи свободной поверхности твердого тела.

Показано, что величины напряжений гомогенного и гетерогенного зарождения дислокаций вблизи свободной поверхности, как правило, значительно ниже аналогичных величин для объема кристалла.

Проанализировано существенное влияние сил изображения, а также особенностей атомно-электронной структуры и динамики решетки вблизи свободной поверхности твердого тела на кинетику взаимодействия, движения и размножения дислокаций.

Установлено, что скорости движения дислокаций и основные термоактивационные параметры их движения в кристаллах ниже и выше макроскопического предела текучести существенно различаются. Определены причины, ответственные за этот эффект.

Рассмотрены основные физические закономерности микропластической деформации кристаллов с высоким рельефом Пайерлса в области хрупкого разрушения. Отмечено, что экспериментальные результаты впервые получены при весьма малых величинах деформирующих напряжений ($2 - 10 \text{ кг/мм}^2$), на $1,5 - 2$ порядка ниже величин напряжения Пайерлса и теоретической прочности кристалла на сдвиг, что свидетельствует в пользу термоактивируемого процесса микропластичности и исключает необходимость обязательного привлечения для объяснения полученных данных атермических безактивационных или каких-либо других специфических механизмов, требующих для своей реализации высокого уровня напряжений. Обнаружено, что низкотемпературная микропластичность является термоактивируемым процессом, который принципиально может протекать при очень низких (практически близких к нулю) напряжениях и температурах даже в ковалентных кристаллах с алмазоподобной решеткой. При этом экспериментально и теоретически установлено, что физическая природа микропластичности хрупких материалов в области весьма малых и средних величин напряжений и низких температур заключается в диффузионно-дислокационном механизме микропластической деформации, который реализуется вследствие изменения химического потенциала точечных дефектов (в частности, вакансий) в поле приложенных напряжений и возникновения соответствующих направленных диффузионных потоков.

Таким образом, основным физическим механизмом движения дислокаций в области хрупкого разрушения при малых и средних величинах напряжений и низких температурах является механизм неконсервативного движения и проведенные расчетные оценки скорости переползания дислокаций дали очень хорошее совпадение с экспериментальными результатами, что не наблюдалось ранее при привлечении других моделей движения дислокаций для объяснения экспериментальных данных по низкотемпературной пластичности кристаллов с высоким рельефом Пайерлса.

Предложена модель диффузионной накачки точечных дефектов с поверхности кристалла в условиях циклического нагружения, с использованием которой, а также вообще с позиций предложенного механизма диффузионно-дислокационной микропластичности. Хорошо объясняются полученные экспериментальные результаты.

ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ ПРИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ СПЛАВОВ Ni–Mo И Ni–W

Портной В.К.

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

Дестабилизация кристаллической фазы и аморфизация при МА или МС происходит в результате аккумуляции структурных дефектов, таких как вакансии, дислокации, границы зерен и антифазные границы. Процесс накопления этих дефектов с сохранением кристалличности может продолжаться, пока внутренняя энергия интерметаллида не превысит энергию аморфной фазы такого же состава.

Роль дефектов кристаллической структуры в процессах формирования фаз при МС в последнее время широко дискутируется. Однако в большинстве работ по МА и МС в качестве меры дефектности приводятся результаты эволюции размеров областей когерентного рассеяния (ОКР), микродеформаций и периодов решеток. Только в единичных публикациях проводится оценка концентрации различного вида дефектов кристаллического строения.

Известно, что в системах Ni–Mo и Ni–W в результате МС смеси металлов при малых концентрациях (менее 25 ат. %) второго компонента в смеси формируется однофазный твердый раствор Ni(Mo), в интервале концентраций 25 – 35 смесь трех фаз - твердый раствор Ni(Mo) + Mo_{кр} + аморфная фаза, а при больших концентрациях, синтезируется двухфазная смесь – аморфная фаза и Mo_{кр}. Особенностью процесса аморфизации является то, что для всех составов, содержащих 35 - 50 ат.% Mo (W), независимо от энергетики механосинтеза, кроме аморфной фазы, всегда сохраняется значительное количество неизрасходованного второго элемента.

Целью настоящего исследования было изучение структурных и фазовых превращений при механическом сплавлении (МС) сплавов Ni–Mo и Ni–W, а также роль дислокационных дефектов при формировании твердых растворов и аморфизации.

Механохимический синтез сплавов составов Ni–(10-50) ат. % Mo и Ni – (20, 50)ат.%W осуществлялся в мельницах с различной энергонапряженностью. Изменение субструктуры порошков исследовалось комплексом методов рентгеновской дифракции.

Кинетика растворения второго элемента в никеле существенно зависит от энергетики воздействия, например, для сплава Ni–20ат.%Mo, время практически полного растворения молибдена составляло ~ 10 ч для вибрационной, ~ 100 ч в планетарной и ~ 1000 ч в низкоэнергетической мельницах.

Изучена эволюция параметров субструктуры (размера ОКР, микродеформаций кристаллической решетки и связанной с ними плотностью дислокаций). Показано, что процессы растворения второго компонента с образованием твердых растворов на основе никеля коррелируют с увеличением концентрации дислокаций в ГЦК решетке.

При длительной деформации отмечено возникновение деформационных дефектов упаковки. Обнаружена взаимосвязь между концентрацией второго компонента и вероятностью образования дефектов упаковки, которая увеличивается от 3-4% до 10-12% при высоких концентрациях Mo или W в исходных смесях (свыше 25-30 ат.%). По-видимому, дефекты упаковки столь высокой концентрации формируют зародыши аморфной фазы в пересыщенных твердых растворах Ni(Mo).

МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ АЛЮМИНИДОВ НИОБИЯ, ИХ СТРУКТУРА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ

Леонов А.В., Портной В.К., Стрелецкий А.Н., Третьяков К.В.

Московский государственный университет, химический факультет, Москва, Россия

**Институт химической физики РАН, Москва, Россия*

** str@center.chph.ras.ru*

Пластичность жаропрочных сплавов на основе интерметаллидов алюминия, например, алюминидов ниобия можно увеличить, создавая дуплексные структуры, уменьшая степень дальнего порядка интерметаллидов, получая материал в нанокристаллическом состоянии и др. Одним из методов приготовления дефектных и нанокристаллических структур является высокоэнергетическая механохимическая обработка.

Механохимический синтез и механоактивацию проводили в планетарной или вибрационной мельницах, в инертной атмосфере (Ar). Структуру, субструктуру и фазовый состав контролировали рентгеновским дифракционным методом. Температурная стабильность полученных фазовых состояний изучали методом дифференциальной сканирующей калориметрии.

Для системы Nb-Al в концентрационном интервале 15 - 32 ат. % Al основным продуктом механохимической обработки является пересыщенный нанокристаллический твердый раствор алюминия в ниобии Nb(Al) с размером областей когерентного рассеивания ~ 20-40 нм. Он образуется при механохимическом синтезе из элементов или механоактивации выплавленных интерметаллидов совместно с ниобием. Существенное расширение концентрационного интервала существования твердых растворов при высокоэнергетической деформации объясняется с позиций дислокационного механизма перестройки кристаллической структуры.

При нагреве механосинтезированных твердых растворов Nb(Al) происходит их частичный или полный распад с образованием, в зависимости от состава, интерметаллида + твердый раствор, одного интерметаллида или интерметаллида + интерметаллид. Перестройка структуры начинается в температурном диапазоне 400-600 С, однако в ряде случаев неравновесность структуры механосинтезированных фаз сохраняется до более высоких температур ~1000°С. Распад твердого раствора с большим содержанием алюминия происходит через образование промежуточной метастабильной, упорядоченной по типу CsCl, фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы ОХНМ (Госконтракт № 180603-741 от 18.06.2003 ОХНМ РАН) и гранта РФФИ –02002-16154

РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В МИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ ЗАКАЛКЕ ИЗ РАСПЛАВА И ПОСЛЕДУЮЩИХ ТЕРМООБРАБОТКАХ

Поздняков В.А., Глезер А.М.

ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва, Россия
glezer@imph.msk.ru

Формирующиеся в процессе быстрой закалки дефекты условно можно разделить на две группы: дефекты, обусловленные избыточными вакансиями, и дефекты, связанные с релаксацией возникающих в процессе закалки напряжений. Средний размер петель в зависимости от сплава и условий закалки колеблется в интервале 20-40 нм. Объемная плотность петель порядка 10^{11} - 10^{12} мм⁻³. Призматические петли с большей вероятностью образуются также на границах зерен и дендритных ячеек. Значительная часть неравновесных вакансий после закалки из расплава сохраняется в решетке.

Для быстрозакаленных материалов характерно формирование ячеисто-дендритной структуры, высокая плотность дислокационных призматических петель малых размеров, образованных в результате коагуляции вакансий. Релаксация возникающих при закалке напряжений приводит к образованию высокой плотности дислокаций. Могут реализовываться также комплексные процессы – релаксация напряжений за счет образования призматических петель из избыточных вакансий и в результате генерации скользящих дислокаций.

Конденсация вакансий также может приводить к возникновению метастабильных двухфазных состояний в однокомпонентных системах, испытывающих фазовый переход первого рода.

В работе теоретически исследованы процессы релаксации напряжений в быстрозакаленных материалах с дендритно-ячеистой структурой и термодинамические аспекты проблемы влияния вакансий на выделение новой фазы в объеме, на границах зерен и ячеек.

Получено условие релаксации напряжений в системе. Рассчитана зависимость плотности образующихся дислокаций от размерных и физических параметров ячеек и их стенок. Определены условия зарождения новой фазы на границах зерен и ячеек.

УСЛОВИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ И СИСТЕМАХ

Поздняков В.А.

ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина, Москва, Россия
glezer@imph.msk.ru

Для выяснения особенностей реализации мартенситного превращения в микро- и нанокристаллических материалах и системах, а также влияния на температуру начала превращения размерного параметра структуры, представляет существенный интерес исследование напряженного состояния и энергии деформации при образовании кри-

сталла мартенсита в замкнутом объеме исходной фазы с разными граничными условиями.

Проводится теоретическое изучение условий реализации мартенситного превращения в наноструктурах – свободных наночастицах, нановключениях в матрице, зернах нанокристаллического материала. Рассматривается связь температуры начала мартенситного превращения с процессами зарождения (гомогенного и гетерогенного) и развития кристаллов мартенсита.

Рассчитана упругая энергия когерентного зародыша мартенситного кристалла в изолированном объеме. Определены условия реализации мартенситного превращения в малых частицах в матрице и в зернах поликристалла. Рассмотрен размерный эффект мартенситного превращения. Проведен учет пластической деформации материала на условия мартенситного превращения.

Получена зависимость температуры начала мартенситного превращения от величины зерна и размера включений. Показано, что движущая сила и температура начала превращения убывают обратно пропорционально квадратному корню из размера зерна. Показано, что в свободных частицах температура превращения выше, чем в частицах в матрице. Определено критическое значение размера зерна, при котором происходит подавление превращения. Обсуждаются размерные эффекты структурных фазовых превращений.

ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СКОРОСТЬ ПРОТЕКАНИЯ ДИФФУЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ

Степанов Ю.Н., Петрухин Д.А., Алымов М.И.

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

stepan@ultra.imet.ac.ru

Скорость многих процессов, связанных с изменением дислокационной структуры кристаллов, определяется диффузионными процессами и зависит от коэффициентов диффузии точечных дефектов.

Различными экспериментальными и расчетными методами показано, что процессы формирования и эволюции дислокационной структуры при низкочастотной и высокочастотной деформации подобны и отличаются только временными и пространственными масштабами протекания.

Используя экспериментальные данные по образованию дислокационных петель в образцах кремния и алюминия, проведена оценка коэффициента диффузии вакансий при ультразвуковой и низкочастотной деформации. Установлено, что коэффициент диффузии вакансий при ультразвуковой деформации кристалла на 3-4 порядка больше чем при обычных условиях.

ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ МЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ

Плотников В.А., Коханенко Д.В.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия
vic@bspu.secna.ru

В сплавах на основе интерметаллического соединения никелид титана с В2 сверхструктурой протекают термоупругие мартенситные превращения В2→В19' при охлаждении и В19'→В2 при нагреве, сопровождающиеся акустической эмиссией. Характерными особенностями акустической эмиссии в цикле мартенситных превращений являются: 1) два типа асимметрии акустической эмиссии в цикле обратимых превращений; 2) инверсия асимметрии; 3) аномальный акустический эффект.

Проведение циклов мартенситных превращений в условиях механического нагружения своеобразно сказывается на установленных закономерностях акустической эмиссии. Если механическая нагрузка приложена при прямом и при обратном превращениях, то акустическое излучение возрастает по отношению к исходному уровню. Если механическая нагрузка приложена в ходе прямого превращения, то энергия акустического излучения, продуцируемого при прямом МП существенно (аномально) возрастает. Если нагружать сплав только при обратном превращении, то наблюдается инверсия асимметрии акустической эмиссии. Энергия акустического излучения, продуцируемого при обратном превращении, существенно превосходит энергию излучения при прямом превращении. В ходе многократных циклов мартенситных превращений в трех вариантах нагружения наблюдается экспоненциальное снижение энергии излучения до насыщения, то есть асимметричный характер излучения сменяется на близкий к симметричному виду.

Характерно, что установленные закономерности акустической эмиссии коррелируют с накоплением и возвратом деформации в цикле мартенситных превращениях. Причем аномальный акустический эффект и инверсия асимметрии излучения коррелируют с накоплением и возвратом мартенситной (обратимой) деформации. В то же время накопление необратимой (остаточной) деформации не коррелирует с акустической эмиссией.

АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И НЕМОНОТОННЫЙ ДЕФОРМАЦИОННЫЙ ПРОЦЕСС В АЛЮМИНИИ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Плотников В.А., Макаров С.В.

Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия
vic@bspu.secna.ru

Известно, что отжиг металлических материалов в условиях механического нагружения приводит к ползучести, стационарная скорость которой подчиняется аррениусовскому соотношению. Эксперименты по исследованию акустической эмиссии в ходе температурнозависимой деформации алюминия показали, что наряду с монотонной деформацией образцов наблюдаются и немонотонные деформационные и акустические

эффекты. Эти эффекты представляют собой макроскопические деформационные скачки, сопровождающиеся высокоамплитудными акустическими сигналами.

Эксперименты представляли собой циклы нагрева образцов до 640°C и последующего охлаждения с приложением сдвигового механического напряжения, последовательно возрастающего от цикла к циклу. При механическом напряжении 6,5 МПа накопление деформации в свежетожденном образце началось уже примерно от 170°C и монотонно росло до 0,35 % в ходе нагрева до 640°C . Акустическая эмиссия в ходе нагрева характеризуется немонотонным излучением, акустические пики хорошо коррелируют с деформационными скачками в температурном интервале 170 - 450°C . Выше 450°C существенные особенности не выражены.

При повторном цикле с приложением механического напряжения в 8,2 МПа наблюдали монотонный рост акустической эмиссии до 550°C . После 550°C формируется акустический пик с максимумом около 610°C . Этому пику соответствовало монотонное накопление деформации величиной около 0,1 %.

Увеличение приложенного напряжения до 11,5 МПа существенно изменило форму пика. Его ширина заметно уменьшилась, амплитуда возросла, а деформация выросла примерно на 0,4 % фактически скачкообразно. В цикле с приложением механического напряжения в 16,3 МПа акустический пик выродился в два хорошо разрешимых акустических импульса, амплитуда которых возросла почти в 5 раз по сравнению с мало нагруженными циклами. Этим акустическим импульсам соответствует два фактически скачкообразных (высокоскоростных) деформационных участка, разделенных участком низкоскоростной деформации.

ГОРЯЧАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И ПРОЧНОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ

Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г., Квят О.В.

Московский государственный институт стали и сплавов, Москва, Россия

klm@tmo.misis.ru

Получены диаграммы горячей деформации, построены карты максимальных напряжений σ_{\max} и твердости, которые могут быть использованы для выбора режимов термомеханической обработки, а также определены механические свойства после ВТМО высокохромистых азотсодержащих сталей.

Легирование хромистой стали азотом повышает сопротивление горячей деформации, тормозит процессы динамического разупрочнения и сдвигает интервал получения высокопрочного состояния к более низким температурам, что благоприятно для получения мелкого зерна. Протекание процессов старения в ходе горячей деформации азотсодержащих сталей ведет к снижению деформирующих напряжений, появлению площадки текучести на диаграммах горячей деформации и может привести к снижению уровня прочности и коррозионной стойкости после закалки. Протекание ранних стадий старения в ходе горячей деформации благоприятно для получения высокой прочности после закалки.

Максимальное упрочнение азотсодержащих сталей достигается при термомеханической обработке мартенситных сталей с дисперсионным упрочнением в ходе горячей деформации и при заключительном отпуске. Легирование азотом повышает теплоустойчивость хромистых сталей. Дополнительному повышению пластичности таких сталей при низких температурах способствует сохранение некоторого количества метастабильного аустенита.

ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ЭФФЕКТ ПСЕВДОУПРУГОСТИ СПЛАВА TiNi

Хусаинов М.А., Андреев В.А.*, Бондарев А.Б.*

Новгородский государственный университет им Ярослава Мудрого, В.Новгород,

**Промышленный центр «МАТЭКС», Москва, Россия*

vestnik@novsu.ac.ru

Известно, что псевдоупругость чаще всего проявляется при отрицательных температурах. Тогда как использование псевдоупругих свойств при положительных температурах (до 30÷35°C) вызывает особый интерес. В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований псевдоупругости при комнатной температуре.

Проволока \varnothing 1,5 из сплава Ti–50,7 ат%Ni, полученная волочением в горячую после ротационнойковки, использовалась в качестве образцов. Полностью обратимая псевдоупругость образцов после отжига при 450°C под нагрузкой составляла 3% ($D_{\text{опр}} = 50$ мм). Образцы длиной 80 мм подвергались растяжению на разрывной машине типа FPZ-1.0 при комнатной температуре при различных скоростях нагружения (от 1,5 до 35 мм/мин). Эксперименты показали, что увеличение скорости нагружения до 15 мм/мин незначительно повышает предел текучести (от 40 до 45 кг/мм²). При повышении скорости выше указанной (до 35 мм/мин) наблюдается некоторое возрастание псевдоупругости (с 3 до 4%). Скоростной односторонний изгиб образцов на величину $\varepsilon = 5\%$ слабо отражается на псевдоупругости. Однако после многократного 15-20 механоциклирования наблюдается замыкание гистерезисной петли на этапе разгрузки. Здесь вероятным механизмом псевдоупругости является движение эффектов упаковки и антифазных границ мартенситных кристаллов при их переориентировке в процессе механического циклирования.

В работе приводятся диаграммы деформирования сплавов TiNi при изменении скоростей деформации после разных видов термообработки и механоциклирования.

СОВРЕМЕННЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ О СТАДИЙНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Конева Н.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

koneva@tsuab.ru

Различные процессы пластической деформации (растяжение, сжатие, прокатка, экструзия, ползучесть, разрушение), как правило, характеризуются четко выделенными стадиями. Наиболее изученными из видов активной деформации являются одноосные растяжение и сжатие. Эти виды деформации хорошо исследованы на моно- и поликристаллах с различным размером зерен и типом кристаллической решетки. Опубликовано много зависимостей напряжения σ от степени однородной деформации ε . Сформирова-

на система взглядов на стадии деформации при растяжении и сжатии. Обнаружены и идентифицированы до пяти стадий при однородной деформации и стадии локализованной деформации. К сожалению, в учебниках и лекционных курсах до сих пор излагается трехстадийная картина деформации, что не соответствует современному представлению о стадийности пластической деформации.

В докладе дан обзор современных представлений о стадийности деформационного упрочнения в металлах, сплавах и сталях. Обсуждается роль субструктурных превращений при формировании картины стадийности пластической деформации. Описаны изменения механизмов деформации, которые приводят к появлению новых стадий упрочнения. Анализируются особенности исходного строения материалов, приводящие к изменению картины стадийности. Обсуждение всех этих проблем представляется весьма актуальным.

СВЕРХСТРУКТУРНАЯ ФАЗА В2, ЕЕ УСТОЙЧИВОСТЬ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ

Козлов Э.В.

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

Фаза В2 обладает ОЦК решеткой типа CsCl. Среди упорядоченных фаз она весьма распространена в природе и обладает интересными и перспективными свойствами. Наиболее выделяющимися из них являются, во-первых, положительная температурная зависимость напряжения течения, во-вторых, хорошо выраженная анизотропия упругих свойств и неустойчивость кристаллической решетки по отношению к мартенситным превращениям и распаду. Из множества исследуемых фаз со сверхструктурой В2 особый интерес как с точки зрения физики явлений, так и с позиций практического применения представляют двойные фазы из систем Ni-Al и Ni-Ti, а также тройные и многокомпонентные на их основе.

Доклад обобщает современное состояние исследований по этим проблемам. В нем детально рассмотрены структура твердых растворов, проблема дальнего и ближнего порядков, точечных дефектов, отклонение от стехиометрии, поведение упругих модулей, предмартенситных состояний, мартенситные структуры, роль размерного и электронного факторов в их формировании. Специальное внимание уделяется структуре и энергии антифазных границ и ядер дислокаций, проблеме выбора плоскостей скольжения и связанными с этим пластичностью и механизмами разрушения.

ВЛИЯНИЕ МЕЖФАЗОВОГО ПРОСТРАНСТВА НА ПОВЕДЕНИЕ ОДНОНАПРАВЛЕННО-АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Каримбаев Т.Д., Мыктыбеков Б.М.

Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный институт авиационного моторостроения им. П.И. Баранова», Москва, Россия
Karimbayev@ciam.ru

При проектировании деталей из композиционных материалов (КМ) обычно используют модель однородного анизотропного линейно деформируемого тела. Для однонаправленно-армированных КМ физические соотношения, связывающие поля напряжений и деформаций, в этом случае записываются в виде [1]

$$\begin{aligned}\varepsilon_{11} &= (\sigma_{11} - \nu_{12}\sigma_{22} - \nu_{12}\sigma_{33}) / E_1, & \varepsilon_{12} &= \sigma_{12} / G_{12}, \\ \varepsilon_{22} &= (-\nu_{21}\sigma_{11} + \sigma_{22} - \nu_{23}\sigma_{33}) / E_2, & \varepsilon_{13} &= \sigma_{13} / G_{12}, \\ \varepsilon_{33} &= (-\nu_{31}\sigma_{11} - \nu_{32}\sigma_{22} + \sigma_{33}) / E_2, & \varepsilon_{23} &= \sigma_{23} 2(1 + \nu_{23}) / E_2.\end{aligned}$$

В данном случае трансверсально-изотропного упругого тела пять независимых характеристик $E_1, E_2, G_{12}, \nu_{12}, \nu_{23}$ определяют связь между полями напряжений и деформаций ($\sigma_{ij} \sim \varepsilon_{ij}$). Параметры упругости $E_1, E_2, G_{12}, \nu_{12}, \nu_{23}$ определяются из статических испытаний специально изготовленных образцов. Кроме того, они могут быть оценены аналитическими методами с применением микромеханических моделей деформирования КМ.

В известных работах (например, [2]), посвященных обобщению моделей пластичности изотропных сред на случай анизотропных тел, осредненные характеристики нелинейных деформаций анизотропного тела непосредственно не связаны с характером деформирования отдельных структурных составляющих КМ. Кроме того, при установлении законов нелинейного деформирования КМ представляется важным использовать реальные характеристики их составляющих, т.е. свойства материала, полученного теми же технологическими методами, которые применяются при изготовлении самих КМ.

При использовании КМ на основе полимерных, металлических и других матриц возможны необратимые деформации, прежде всего, связующего материала. Кроме того, на границе раздела компонентов КМ образуется целая область межфазового пространства (особенно, при высоких температурах обработки и эксплуатации) со специфическими свойствами, деформации которой также могут быть необратимыми. Свойства этого слоя зависят от многих факторов и не могут быть спрогнозированы заранее. В связи со сказанным, целью настоящих исследований является разработка математической модели нелинейного деформирования КМ с учетом свойств межфазового пространства.

При построении математической модели нелинейного деформирования КМ особое внимание было уделено расчетному подтверждению корректности используемых предположений.

Был сделан анализ влияния разброса свойств межфазового пространства на свойства композиционного материала.

1. Лехницкий С.Г. Теория упругости анизотропного тела. М., Наука, 1977 г., стр. 415
2. Аннин Б.Д., Жигалкин В.М. Поведение материалов в условиях сложного нагружения. Новосибирск, Изд-во СО РАН, 1999, 341 стр.

БЕЗДИФФУЗИОННЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ НАНОКРИСТАЛЛОВ

Глезер А.М.

*Институт металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова
ГНЦ РФ ЦНИИЧермет им.И.П. Бардина, Москва, Россия*

glezer@imph.msk.ru

Проведено теоретическое и экспериментальное исследование влияния размера кристаллитов исходной (высокотемпературной) фазы на характер протекания мартенситного превращения в микрокристаллических и нанокристаллических сплавах. Показано, что всегда существует критический размер, подавляющий мартенситное превращение в процессе охлаждения. Количественное значение размерного параметра, определяющего склонность к превращению, зависит от способа получения структуры исходной фазы (деформация-отжиг, закалка из расплава, контролируемый отжиг аморфного состояния), а также от типа мартенситного превращения.

Проведена аналогия между размерным эффектом для дислокационного пластического течения и для мартенситного превращения. Показано, что, во-первых, в обоих случаях степень протекания процесса зависит от размера кристаллита в соответствии с соотношением Холла-Петча, и что, во-вторых, в обоих случаях существует критический размер кристаллита, подавляющий реализацию процесса. Предложена структурная классификация, согласно которой переход от субмикрокристалла к нанокристаллу с позиции физики пластической деформации соответствует критическому размеру кристаллита, подавляющему дислокационную моду пластического течения.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 03-02-17296) и фонда ИНТЕЛС (грант 06-03-02).

ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЕРЕХОДА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ИЗ ПЛАСТИЧНОГО СОСТОЯНИЯ В ХРУПКОЕ

Алдохин Д.В.¹⁾, Глезер А.М.²⁾

¹⁾ *Донбасская Государственная Машиностроительная Академия,
Краматорск, Украина;*

²⁾ *Институт металловедения и физики металлов им. Г.В.Курдюмова
ГНЦ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина, Москва, Россия*

glezer@imph.msk.ru

При достижении определенной температуры предварительного отжига T_x в пределах устойчивости аморфного состояния аморфные сплавы, полученные закалкой из расплава, полностью или частично становятся хрупкими при комнатной температуре. Это явление потери пластичности (вязко-хрупкий переход) определяет в значительной степени температурный интервал термических обработок аморфных сплавов с уникальными физико-механическими свойствами. В докладе сформулированы основные закономерности вязко-хрупкого перехода в аморфных сплавах и влияние на него дестабилизирующих воздействий.

Показано, что дестабилизирующие воздействия (температура, деформация, ультразвук) могут в принципе как понизить, так и повысить температурно-временную стабильность аморфных сплавов. Как следствие этого может происходить либо понижение, либо повышение значения T_x . В данном исследовании нам удалось установить, что такой эффект вызывает сочетание температуры и изгибной пластической деформации. Показано, что использование оптимальных режимов предварительной термомеханической и ультразвуковой обработки способно сместить температуру охрупчивания ряда промышленных аморфных сплавов на основе железа в область более высоких температур и, тем самым, расширить температурный интервал их термической обработки. Полученные результаты находят свое непротиворечивое объяснение в рамках предложенной ранее релаксационной модели коалесценции областей свободного объема.

Авторы признательны РФФИ (грант № 03-02-17296) за финансовую поддержку.

ДЕФОРМАЦИОННОЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ И ЛОКАЛИЗОВАННЫЙ ВО ВРЕМЕНИ ЛАВИННЫЙ ПРОЦЕСС ЕГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ФРИКЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ

Пинчук В.Г.¹⁾, Плескачевский Ю.М.²⁾, Короткевич С.В.³⁾

¹⁾ *Гомельский государственный университет им. Франциска Скорины,
Гомель, Беларусь*

²⁾ *Президиум НАНБ, г. Минск, Беларусь,
pleskym@mail.ru*

³⁾ *Институт механики металлополимерных систем им. В.А. Белого НАНБ,
Гомель, Беларусь,
korotsv@tut.by*

Проведены исследования кинетики дислокационной структуры и процессов разрушения поверхностного слоя металлов (никель, железо и его сплавы) при фрикционном нагружении поверхностей [1]. Дислокационная структура деформированных образцов изучалась методом ферромагнитного резонанса (ФМР) и электронной микроскопии. Установлен осцилляционный характер изменения прочностных характеристик. Изучено развитие фрагментированных структур и проанализированы наблюдаемые дислокационные механизмы разрушения [2]. Определена взаимосвязь микроструктурных изменений с кинетикой интенсивности изнашивания поверхностного слоя металла [3]. Показано, что каждому циклу изменения плотности дислокаций соответствует цикл послыоного микроразрушения, причём периодически повторяющиеся выбросы интенсивности изнашивания совпадают по времени с участками минимума плотности дислокаций. Эти результаты дают основание утверждать о локализации во времени процесса массового образования частиц разрушения, обусловленного спецификой упругопластического деформирования поверхностных слоёв твердых тел при фрикционном нагружении.

Электронномикроскопические данные осветили основные микроструктурные элементы диспергирования: 1) зоны с высокой плотностью дислокаций со временем

нагружения приобретают форму тонких жгутов и ориентируются вдоль направления скольжения, обуславливая деформационную текстуру; 2) формирование полос скольжения и наличие многочисленных тонких двойников по их границам, являющихся источниками мелких трещин вдоль их поверхности раздела с матрицей; 3) наличие многочисленных микропор внутри деформированной решётки и по границам зёрен; 4) формирование в устойчивых полосах скольжения микротрещин с соотношением характерных размеров 0,01-0,10 мкм. По мере диспергирования структуры наблюдается увеличение количества и размеров трещин и их коагуляция [4]. На стадии максимального диспергирования длина большинства трещин выростала до размеров блоков, а их ориентация была вдоль и поперёк полос скольжения. Со временем фрикционного нагружения происходит прогрессирующее разрыхление поверхностного слоя металла, связанное с возрастающим количеством очагов разрушения. На стадии максимального диспергирования это разрыхление, охватывающее более глубокие слои, в сочетании с развитой хрупкостью обуславливает резкое возрастание отслаивающейся массы материала. Этот процесс приобретает лавинный локализованный во времени характер и приводит к селективным выбросам продуктов разрушения из зоны фрикционного контакта и образованию квазиовенильных поверхностей с пониженной плотностью дислокаций. Этим объясняется циклический характер их кинетики. Аналогичный характер разрушения и изнашивания наблюдался в железе и его сплавах. С использованием методов электрофизического зондирования установлен также осциллирующий процесс формирования и разрушения граничных смазочных слоёв нанометрового диапазона толщин и их саморегуляция при фрикционном нагружении.

1. Пинчук В.Г., Савицкий Б.А., Булатов А.С. Особенности изменения дислокационной структуры никеля при трении. // Поверхность. Физика, Химия, Механика. -1983.-№ 9.-с.72-75.
2. Пинчук Р.Г., Плескачевский Ю.М. Исследование кинетики трения и изнашивания с применением методов радиоспектроскопии. // Трение и износ. – 1984.- т. 5.- № 4.-с. 670-676.
3. Пинчук В.Г., Шидловская Е.Г. Взаимосвязь микроструктурных изменений с кинетикой износа поверхностного слоя металла при трении.-1989.-т.10.-№ 6.-с. 965-972.
4. Пинчук В.Г., Короткевич С.В., Прохоренко А.А. Микроструктурные аспекты разрушения поверхностного слоя металла при фрикционном нагружении. - // "Трение, износ смазка".- 2004 (в печати).

ВЛИЯНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СВОЙСТВА ПРОДУКТОВ ГЕТЕРОГЕННОГО ГОРЕНИЯ

Клубович В.В., Кулак М.М., Рубаник В.В., Самолетов В.Г.

Институт технической акустики НАН Беларуси, г. Витебск, Беларусь
ita@vitebsk.by

Развитие современной науки и техники требует создания и широкого применения принципиально новых материалов с уникальными свойствами. К таким материалам относится целый ряд керамических, керамико-металлических и интерметаллидных композиций. Традиционные способы их получения, основанные на методах порошковой металлургии, наряду с целым комплексом преимуществ, обладают некоторыми недостатками: большие энергозатраты, длительность технологических процессов, значитель-

ные расходы вспомогательных материалов. Относительно невысокие эксплуатационные характеристики целевых продуктов.

Одним из перспективных способов получения таких материалов является метод самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Суть метода СВС заключается в проведении процесса в режиме горения за счет экзотермического взаимодействия компонентов без применения значительного внешнего нагрева. Отличительной чертой этого процесса является то, что синтез конечных продуктов происходит в термодинамически неравновесных условиях. Этот факт выделяет процесс СВС в ряд перспективных технологий получения материалов в таких условиях. Такие технологии открывают широкие возможности создания различных материалов с наперед заданной структурой и физико-механическими свойствами.

В свете сказанного, одной из актуальных проблем, как СВС-процесса, так и других неравновесных технологий, является поиск эффективных путей управления процессами и свойствами продуктов синтеза, в том числе, с применением внешних физических воздействий, в частности, ультразвуковых колебаний (УЗК), массовых сил с целью получения материалов и изделий с заданной структурой и свойствами, высокой воспроизводимостью свойств.

В ИТА НАН Беларуси проводятся работы по изучению влияния ультразвука на процесс СВС силицидов титана. В результате проведенных исследований установлено, что в зависимости от концентрации компонентов в исходной смеси и амплитуды ультразвуковых колебаний происходят изменения фазового состава и электросопротивления продуктов синтеза. В смеси $Ti + 0.8Si$ количество фазы Ti_5Si_3 растет, а в смеси $Ti + 1.0Si$ – падает по отношению к фазе $TiSi_2$. Обнаружено, что параметры кристаллических решеток и объемы элементарных ячеек, синтезированных фаз при наложении ультразвуковых колебаний приближаются к эталонным значениям.

Металлографические исследования показали, что воздействие ультразвуковых колебаний на процесс синтеза приводит к изменению, как размеров, так и формы зерен. Распределение зерен по размерам становится более однородным, а структура зерен более равноосной. Увеличение содержания кремния в исходной шихте приводит к измельчению зеренной структуры синтезированных образцов.

Установлено, что наложение ультразвуковых колебаний на СВС- процесс является эффективным физическим методом целенаправленного регулирования состава и структуры конечных продуктов синтеза и может быть использовано в качестве средства управления процессом синтеза.

На большинстве промышленных предприятиях широко используется металлорежущий и измерительный инструмент. Основным требованием, предъявляемым к инструментальному материалу, является обеспечение высокой износостойкости инструмента. Сейчас в качестве инструментальных материалов применяют дорогие высокоуглеродистые и быстрорежущие стали и твердые сплавы.

Соединение стали с карбидами тугоплавких материалов привело к созданию нового класса материалов – карбидосталей. Сплавы карбид титана-сталь по своим свойствам являются промежуточными между инструментальными сталями и твердыми сплавами. Сталь придает материалу способность термически и механически обрабатываться, что важно при изготовлении инструмента сложной формы, а карбид титана – износостойкость.

Используя жидкофазное состояние продуктов синтеза после прохождения волны горения, при проведении процесса СВС с восстановительной стадией, можно получать литые защитные покрытия, изделия из твердых и жаростойких материалов и слитки тугоплавких и других материалов. При этом обеспечивается равномерное распределение карбидных зерен в металлической матрице.

Синтезированы (в поле массовых сил) и исследованы образцы с количеством карбидов хрома до 15 % и содержанием карбидов титана от 10 до 20 %. Проведены измерения твердости и испытания на износ полученных заготовок.

Кроме того, установлено, что формирование структуры обусловлено условиями литья и распределением элементов согласно их удельному весу, а также характером теплоотвода при охлаждении.

Таким образом, применение внешних физических воздействий является эффективным методом целенаправленного регулирования состава и структуры конечных продуктов синтеза.

О КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЕ ЦЕМЕНТИТА

Счастливец В.М.

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

Цементит – карбид железа Fe_3C – является одной из двух основных структурных составляющих всех углеродистых и многих низколегированных сталей. Его структура, условия формирования карбидных частиц и их эволюция в процессе термической обработки сталей описаны в многочисленных работах. В основном они относятся к его морфологическим особенностям: величине и форме частиц, их распределению. В литературе считается твердоустановленным фактом, что цементит имеет орторомбическую кристаллическую решетку с параметрами: $a = 4,524$, $b = 5,088$ и $c = 6,742$ Å, симметрия которой описывается пространственной группой $Pnma$. Координаты атомов железа установлены точно, спорным является лишь вопрос о том, в каких порах – призматических или октаэдрических располагаются атомы углерода.

В последние годы нами методами рентгеноструктурного анализа и ЯГР-спектроскопии было установлено, что в процессе выдержки углеродистой стали при температурах ниже точки A_1 в структуре цементита происходят некие превращения, которые можно связывать с изменением ближайшего окружения атомов железа. Исследования, проведенные методом протяженных тонких структур спектров энергетических потерь электронов (EELFS), свидетельствуют, что при этом изменяется и ближайшее окружение атомов углерода. Так как положения атомов железа в кристаллической решетке цементита остаются практически неизменными, то приходится признать, что в процессе отжига стали изменяют свои позиции атомы углерода. Особо следует отметить, что на рентгенограммах часто обнаруживаются рефлексы, запрещенные для кристаллов группы $Pnma$. Их нельзя объяснить, как результат множественной дифракции, поэтому приходится заключить, что цементит может иметь другую кристаллическую структуру. Данные нейтронографического исследования ширины линий показывают, что решетку цементита более точно можно описывать как моноклинную, близкую к слабо искаженной орторомбической.

ДИСЛОКАЦИИ АУСТЕНИТА И ИХ РОЛЬ В ПРОЦЕССАХ ЗАРОЖДЕНИЯ α МАРТЕНСИТА

Волосевич П.Ю.

ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина
bespalov@imp.kiev.ua

В 1949 году Г.В. Курдюмов отметил, что общее изменение термодинамического потенциала (W) при росте мартенситного кристалла может быть записано в виде $W = -\Delta\Phi + E_n + E_y$, где $\Delta\Phi$ – разность термодинамических потенциалов аустенита и мартенсита, определяющая движущую силу превращения, зависящую от температуры. E_n и E_y – поверхностная и упругая энергии. Для стадии, предшествующей зарождению, это выражение трансформируется в $W = -\Delta\Phi + E_y$, где E_y – упругая энергия сил связи двух решеток вдоль мнимой границы исходного и теряющего устойчивость аустенита, а $\Delta\Phi$, соответственно, разность их термодинамических потенциалов. В настоящей работе на основании анализа развития процесса перестройки ГЦК решетки аустенита в ОЦК решетку мартенсита, в соответствии с представлениями Э. Бейна, в терминах атомной модели строения вещества проведено рассмотрение явлений, происходящих в предпереходном состоянии в выделенном в исходном аустените объеме, соизмеримом с зародышевым образованием мартенсита. Оценены величины, знаки и дальное действие возникающих полей напряжений, а также возможности по их релаксации со стороны окружающего аустенита с позиций известных механизмов. Показано, что возникающие упругие напряжения способны активировать имеющиеся вдоль границ зерен концентраторы, генерирующие дислокации в направлении зон растяжения. Сопоставление с результатами прямых экспериментов по наблюдению превращений в тонких фольгах подтверждает это, указывая на то, что еще до образования зародыша новой фазы наблюдается потеря устойчивости исходного аустенита, проявляющаяся в генерации “свежих” дислокаций, которые, попадая в области растяжения вдоль мнимой границы зародышевой неоднородности, способствуют, благодаря срыву гомогенной связи двух решеток, формированию межфазной поверхности. Это вызывает уменьшение упругой энергии связи двух решеток, препятствующей зарождению на стадии его подготовки. Проведено обсуждение, следствием которого, введение частичной дислокации, образовавшейся в исходном аустените, внутрь сжимающейся области, готовящейся к превращению, выглядит маловероятным процессом. Экспериментально продемонстрировано, что образование поверхности раздела двух фаз ведет к появлению в вершине растущего кристалла (в области сжатия окружающего аустенита) нового дислокационного источника, выполняющего функции по их аккомодации и дальнейшему развитию превращения.

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАРТЕНСИТА И АУСТЕНИТА

Ростовцев Р.Н.

Тулский государственный университет, Тула, Россия

rr170262@uic.tula.ru

Мартенситные превращения являются основным механизмом реализации полиморфизма в твердом состоянии, что обуславливает уникальные физические свойства мартенситных и аустенитных фаз. Формирование этих свойств связано с характерными неравновесными состояниями фаз, термодинамическое исследование которых имеет несомненное практическое и весьма важное фундаментальное значение. Несмотря на интенсивное исследование мартенситных превращений в течение уже шести десятилетий и, казалось бы, во многом установленные термодинамические характеристики и закономерности, конкретные экспериментальные данные для реальных сплавов (на основании которых и делаются обычно общие выводы) до сих пор в литературе практически отсутствуют. Это связано, прежде всего, с тем, что большинство термодинамических методов предполагает проведение исследований при повышенных температурах, когда возможны структурные перестройки материала в ходе отжига закаленных твердых растворов. Основные результаты термодинамического исследования неравновесных сплавов со структурами мартенсита и аустенита кратко состоят в следующем [1]: 1. Любое неравновесное термодинамическое состояние может быть описано с использованием внешних параметров, температуры, а также набора внутренних параметров, отражающих специфику неравновесного состояния. 2. Анализ термодинамического состояния закаленных аустенитных и мартенситных фаз в системах Fe–Ni, Mn–Cu и Cu–Al–Ni позволил установить внутренние параметры, необходимые для их описания. Показано, что относительное содержание мартенситной фазы, намагниченность антиферромагнитной подрешетки, степень тетрагональности кристаллической решетки, скорость закалки можно рассматривать как дополнительные внутренние термодинамические параметры неравновесной системы. 3. Кристаллические фазы систем Fe–Ni (аустенит и мартенсит) и Mn–Cu (ГЦК и ГЦТ) способны находиться в течение длительного времени в метастабильном состоянии в интервале температур, близких к комнатной. Это позволило применить к закаленным сплавам этих систем метод мгновенного фиксирования ЭДС [2] и получить новые данные о разности химических потенциалов компонентов в мартенсите и аустените, а также рассчитать их относительную энергию Гиббса (ΔG^{A-M}) и энергию Гиббса образования (ΔG_f) в зависимости от температуры, химического и фазового состава. Установлено, что при комнатной температуре термодинамическая устойчивость аустенита выше, чем мартенсита (устойчивость ГЦК сплавов выше, чем ГЦТ), что связано с положительным “нехимическим” вкладом в энергию Гиббса мартенсита энергии внутренних напряжений, дефектов высокой плотности, межфазных границ и т.п., возникающих в ходе бездиффузионных превращений. Проведена количественная оценка “нехимического” вклада в энергию Гиббса сплавов со структурой мартенсита. 4. Впервые экспериментально установлены температуры метастабильного равновесия мартенсита и аустенита T_0^* (при которых $\Delta G^{A-M}=0$). Отмечено хорошее согласие экспериментальных значений T_0^* и модельных оценок $T_0=1/2(M_H+A_H)$ в случае термоупругих мартенситных превращений и значительное их расхождение при нетермоупругих превращениях.

1. Ростовцев Р.Н. // МиТОМ. – 2002. – № 5. – С. 34-36.

2. Ростовцев Р.Н. // Известия ТулГУ. Сер. Физика. – 2003. – Вып. 3. – С. 15-24.

О НАУЧНОМ НАСЛЕДИИ Г.В. КУРДЮМОВА. ОСОБЕННОСТИ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Коваль Ю.Н.

Институт металлофизики им. Г.В.Курдюмова НАН Украины, Киев, Украина
koval@imp.kiev.ua

1. В 20-30 годы прошлого века возрос интерес к проблеме прочности закаленной стали. Появились публикации о структуре стали и особенностях мартенситных превращений (МП). Среди них следует отметить пионерские исследования Э.Бейна (*Trans. AIME*, V.70, 25, 1924) и Г. Курдюмова с Г. Заксом (*G.Phys*, Bd. 64, s. 325 1930). Сделанный Курдюмовым обзор работ о природе высокой прочности стали и развитии теории МП («Явление закалки и отпуска стали», М., 1960) оказался своеобразным итогом труда многих исследователей на протяжении нескольких десятилетий. В 1948 г. Г.В. Курдюмов сформулировал основные положения феноменологической теории МП (ЖТФ, т.18, № 2, с. 999, 1948), которые затем были подтверждены экспериментально в работе, выполненной им совместно с Л.Г. Хандросом (О «термоупругом равновесии при мартенситных превращениях, ДАН СССР, т. 66, № 2, с. 211, 1949). В работе впервые было показано, что движущая сила МП определяется изменениями химической, упругой и поверхностной свободных энергий. Здесь же впервые описан эффект памяти формы (ЭПФ), связанный, в данном случае, с обратимой пластической мартенситной деформацией отдельных областей сплава (т.е. с мартенситным рельефом).

2. Первые исследования релаксационных процессов при мартенситном превращении в сплавах Cu–Sn и Cu–Zn, были выполнены в Институте металлофизики НАН Украины. Они обсуждены Г.В. Курдюмовым в обзоре «Мартенситные превращения» (*Металлофизика*, т.1, № 1, с. 81, 1979). При нагреве после завершения прямого МП с разной скоростью (V_n) температура начала обратного МП понижалась с увеличением V_n . Это свидетельствовало о «статической» релаксации напряжений и соответственно о частичном нарушении когерентности, которое тем больше, чем медленнее нагрев. Однако в сплаве Cu–Al–Ni такой эффект не наблюдали. В этом сплаве идет динамическая релаксация мартенситных напряжений (σ_m) в процессе прямого МП, поскольку напряжения σ_m инициируют деформацию кристалла γ' - мартенсита путем двойникования со сдвигом s . Это стимулирует рост γ' -кристалла при охлаждении. Результаты исследований обобщены (Y.N. Koval, P.V. Titov *Scripta Mater.*, V.39, № 12, p. 1693, 1998).

3. Динамическая релаксация существенно влияет на ЭПФ. Термоциклирование в условиях воздействия на образец сплава Cu–Al–Ni с термоупругим мартенситом внешних (растягивающих) напряжений σ_p вызывает обратимую макродеформацию (изменение длины Δl), которая значительно меньше максимальной теоретической (Δl_{max}), соответствующей мартенситному сдвигу γ_0 . Это – следствие того, что совпадение оси γ' -кристалла, соответствующей Δl_{max} , с осью действия σ_p не благоприятствует или препятствует сдвигу s . Экспериментальное значение Δl практически не отличается от расчетного.

Для некоторых материалов, в которых обычно не наблюдается термоупругий мартенсит, можно путем различных воздействий получить «наведенную термоупругость» при МП (Koval Y.N., Monasturski G.E, *Scr.Met*, V. 28, p. 41, 1993). Такую «термоупругость» может вызвать легирование сплава, приводящее к повышению прочностных характеристик аустенита, а также наследование мартенситом частиц появившихся в результате распада аустенита и упруго деформирующихся при МП, что способствует увеличению нехимической движущей силы и её вкладу в обратный мартенситный переход.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ ПРОМЫШЛЕННЫХ ГЦК-МАТЕРИАЛОВ ПРИ МНОГОПЕРЕХОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПУТЕМ ВИБРОМЕХАНИЧЕСКОГО ОБЖАТИЯ И ПРЕССОВАНИЯ

Печина Е.А.¹⁾, Демаков С.Л.²⁾

¹⁾Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск,

ElenaP@fnms.fti.udm.ru

²⁾Уральский государственный технический университет – УПИ, Екатеринбург,

tofm@mail.ustu.ru

Вибромеханическая обработка (ВМО) позволяет выполнять при комнатной температуре, используя безоправочный и оправочный способы, следующие технологические операции с длинномерными изделиями в виде труб и прутков: 1) уменьшение внешнего диаметра изделий (подгонка стандартного профиля под необходимый калибр); 2) изменение внешнего диаметра торцевых участков с плавным переходом к основной части изделия; 3) выполнение изделий ступенчатой формы с уменьшающимися внешними диаметрами к торцевой части изделия. Изменяя профиль калибрующей части деформирующего элемента, возможно изготавливать изделия не только с круглым сечением, но и более сложными сечениями (кольцо, многогранник). Используя вращение заготовки при ее подаче и различной формы оправок, можно изготавливать изделия с различным рельефом внутренних и внешних поверхностей, например, винты, червячные передачи, валы, косые и конические шестеренки и т.д.

Технологическая ценность этого метода деформирования по сравнению с традиционными, например, с прессованием, состоит в отказе от смазочных материалов, крупногабаритного прессового оборудования и промежуточных отжигов. К недостаткам данного метода можно отнести сложность оборудования и оснастки для деформирования, значительно худшее качество поверхности изделий, чем прессованных. Из-за многократности дробной деформации при ВМО энергозатраты на деформацию в материале больше, чем при прессовании. Но в целом суммарные энергетические затраты будут меньше, если принимать во внимание затраты на проведение промежуточных отжигов в случае прессования.

Ранее проведенные исследования показали, что метод ВМО, по сравнению с прямым прессованием (ПП), не приводит к значительному изменению толщины стенки получаемых труб с уменьшением их диаметра. Выявлено, что ВМО труб из промышленных материалов – АК8, Д16, М2, Л62 – не вызывает заметного изменения показателей прочности и пластичности с увеличением количества проходов материала через деформирующий элемент.

Исследование микроструктуры обработанных безоправочно труб показало, что ВМО приводит к локализации деформации во внешнем и внутреннем поверхностных слоях стенки трубы. Текстурными исследованиями выявлено, что с увеличением количества проходов при ВМО труб появление «вредной» текстуры, затрудняющей дальнейшее деформирование, происходит намного позднее, по сравнению с ПП.

В данной работе показано, что применение метода ВМО для формирования профилей позволяет сократить количество промежуточных термических обработок. Последовательное применение способов ВМО и ПП (на начальных стадиях использование ВМО, а на конечной – ПП) является выгодным в плане получения равномерной структуры в изделии. Метод ВМО обеспечивает стабильность по толщине стенки труб, что позволяет поместить его в ряду методов холодной обработки материалов давлением между ротационной ковкой и прессованием.

ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПАРАМЕТРЫ ДИФфуЗИИ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА

Грабовецкая Г.П., Колобов Ю.Р., Забудченко О.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

kolobovispms@mail.tomsknet.ru

Проведено сравнительное исследование влияния холодной (при комнатной температуре) пластической деформации прокаткой на параметры диффузии, деформационное поведение и характер локализации деформации на мезо- и макромасштабных уровнях при растяжении крупнозернистого (КЗ) (средний размер зерен ~ 7 мкм) и субмикрокристаллического (СМК) (средний размер элементов зеренно-субзеренной структуры $\sim 0,5$ мкм), полученного воздействием интенсивной пластической деформации (ИПД) титана.

Прямыми экспериментальными методами установлено, что значения зернограничных коэффициентов диффузии (D_b) кобальта в СМК титане после дополнительной холодной пластической деформации прокаткой повышаются на порядок и на 2 порядка превышают соответствующие в КЗ. Рассчитанные из экспериментальных данных значения энергии активации зернограничной диффузии (Q_b) СМК титана (56 ± 15 кДж/моль) примерно в 1,5 раза меньше соответствующего для зернограничной диффузии в КЗ титане (94 ± 15 кДж/моль).

Показано, что при растяжении на кривой «напряжение – деформация» для СМК титана после холодной пластической деформации увеличивается протяженность стадии возрастающего напряжения и резко уменьшается протяженность стадии падающего напряжения. На кривой «напряжение – деформация» КЗ титана после деформации прокаткой, наоборот, уменьшается протяженность стадии возрастающего напряжения и увеличивается стадия падающего напряжения.

После дополнительной холодной пластической деформации титан в КЗ и СМК состояниях проявляет склонность к локализации деформации, которая при растяжении реализуется в развитии полос локализованной деформации на мезо- и макроуровнях. В начале пластической деформации при растяжении на поверхности образцов развиваются тонкие (шириной несколько микрон) мезополосы локализованной деформации. Мезополосы развиваются либо параллельно, либо под углом, близким к 60° , к оси нагружения. При достижении деформации, соответствующей пределу прочности, на поверхности образцов в пределах рабочей части формируются макрополосы локализованной деформации шириной $\sim 0,5$ мм, величина угла между которыми зависит от степени предварительной холодной деформации. На поверхности деформированного СМК титана таких полос, как правило, две. Для деформированного КЗ титана характерно образование на рабочей части образца множества макрополос локализованной деформации.

Установлено, что холодная пластическая деформация прокаткой СМК титана приводит к повышению его сдвиговой устойчивости на макроуровне. Предполагается, что физической причиной этого является реализация механизма деформации – зернограничное проскальзывание (ЗГП) при низких (293-623 К) температурах. По-видимому, вклад этого ЗГП в общую деформацию мал, однако его положительное влияние реализуется через релаксацию напряжений на мезоуровне. Следствием этого является одновременное повышение прочности и пластичности СМК титана при растяжении в интервале температур 293- 623 К.

ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ

Кашин О.А.¹, Дударев Е.Ф.², Колобов Ю.Р.¹, Гирсова Н.В.¹, Иванов М.Б.¹

¹Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

²Сибирский физико-технический институт при Томском государственном университете,
okashin@ispms.tsc.ru

Проведено изучение деформационных процессов при усталостном нагружении титана технической чистоты и сплава Ti–6%Al–4%V в состояниях поставки и после воздействия интенсивной пластической деформации (ИПД) методом равноканального углового (РКУ) прессования.

В результате РКУ прессования долговечность и предел выносливости исследованных материалов существенно возрастают, замедляется скорость накопления остаточной деформации как при квазистатическом, так и при циклическом нагружении.

На начальных стадиях циклирования в титане VT1-0 на фоне сформированной в процессе РКУ прессования зеренно-субзеренной субмикроструктурной (СМК) структуры идет микропластическая деформация путем зарождения и движения свежих дислокаций. Наличие СМК структуры снижает эффективность возникающих в процессе деформации концентраторов напряжений, что обеспечивает их релаксацию за счет дислокаций. Когда в материале на определенном этапе возникают дефекты с линейными размерами, превышающими размер элементов СМК структуры, например, полосы локализации, то релаксация концентраторов напряжений происходит за счет образования трещины. По-видимому, сильная анизотропия свойств в ГПУ структуре титана приводит к тому, что уже первая зародившаяся трещина становится магистральной, что сопровождается резким увеличением скорости накопления микродеформации. После усталостного разрушения в областях, примыкающих к излому, наблюдаются элементы, которые по морфологическим признакам можно интерпретировать как двойники. В некоторых случаях наблюдали петлеобразные конфигурации фрагментированной структуры, которые можно связать с ротационными модами деформации. Вблизи поверхности разрушения формируются мезополосы локализованной пластической деформации. Эти полосы шириной около 0,5 мкм проходят без изменения направления через большое количество зерен под углом примерно 45° к поверхности разрушения. Области материала, расположенные по обе стороны от полосы локализации, имеют большеугловую разориентировку.

Для сплава Ti–6%Al–4%V РКУ прессование привело не только к измельчению структуры, но и к образованию мартенсита внутри большинства зерен α -фазы, объемная доля которой составляет около 90%. Отмечено влияние режимов РКУ прессования на формирование микроструктуры. Проведены исследования эволюции микроструктуры сплава Ti–6%Al–4%V после испытаний на усталость в состоянии поставки и после РКУ прессования. После испытаний на усталость сплава VT-6 в состоянии поставки в зависимости от условий нагружения в 70 ÷ 100% зерен α -фазы сформировалась мартенситная структура. В процессе циклического нагружения как в образцах в состоянии поставки, так и в образцах после РКУ прессования во всех структурных составляющих материала идет фрагментация.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта ИНТАС №01-320, гранта МНТЦ № 2398, Интеграционного проекта РАН №8.13, проекта Минобразования НИР 202.04.02.031.

ЗЕРНОГРАНИЧНАЯ ДИФФУЗИЯ И ПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ

Колобов Ю.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
kolobovispms@mail.tomsknet.ru

На примере металлов с ОЦК, ГЦК и ГПУ решеткой, нанокомпозитов на их основе и сверхпластичных алюминий-магний-литиевых сплавов исследованы закономерности формирования наноструктурного состояния при воздействии интенсивной пластической деформации (методами равноканального углового прессования, кручения под высоким давлением, всестороннейковки, в том числе, в сочетании с последующей прокаткой) и его эволюция при сверхпластическом течении [1].

Рассмотрены основные особенности зернограничной диффузии примесей замещения из внешней среды (покрытия) в наноструктурных (полученных воздействием интенсивной пластической деформации) металлах (никеле, меди, титане) в сравнении с соответствующими для границ зерен (ГЗ) в крупнозернистом и нанокристаллическом (на примере электроосажденного никеля) состояниях. Обсуждаются физические причины увеличения диффузионной проницаемости ГЗ в наноструктурном состоянии в сравнении с соответствующей для крупнозернистых металлов и бикристаллов [2, 3].

На примере результатов оригинальных исследований механических свойств при статическом и циклическом нагружении, термостабильности структуры и ползучести, в том числе, в условиях воздействия зернограничными диффузионными потоками примесей из внешнего источника (покрытия), дисперсноупрочненных нанокомпозитов на основе указанных выше металлов обоснована идея использования дисперсного упрочнения наночастицами оксидов и карбидов для повышения термостабильности структуры и подавления эффектов разупрочнения, связанных с одновременным воздействием температуры, нагрузки и диффузии из внешней среды [3].

На примере сплавов на основе системы Al–Mg–Li показана возможность значительного понижения температуры реализации сверхпластичного состояния и увеличения скорости сверхпластического течения после предварительной обработки воздействием интенсивной пластической деформации (методами равноканального углового прессования или прессования с переменной осью деформации).

Проведен анализ закономерностей зернограничных диффузионно-контролируемых процессов и развития микро- и мезоструктур при пластическом и сверхпластическом течении наноструктурных материалов в состоянии, полученном воздействием интенсивной пластической деформации в сравнении с соответствующими для крупно- и мелкозернистых металлов и сплавов. Рассмотрена роль химического состава, дисперсности частиц вторичных фаз и других факторов в формировании и эволюции структурно-фазового состояния исследуемых материалов при больших пластических деформациях.

1. Колобов Ю.Р., Валиев Р.З., Грабовецкая Г.П. и др. Зернограничная диффузия и свойства наноструктурных материалов. – Новосибирск: Наука. – 2001. – 232 с.
2. Kolobov Yu.R., Grabovetskaya G.P., Ivanov M.B., Zhilyaev A.P., Valiev R.Z. Grain boundary diffusion characteristics of nanostructured nickel. // Scripta Met. – 2001. - V.44. - №6, p. 873-878.
3. Колобов Ю.Р. Диффузионно-контролируемые процессы на границах зерен и пластичность металлических поликристаллов. – Новосибирск :Наука. – 1998. – 184 с.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti–6Al–4V Eи

Раточка И.В., Иванов К.В., Колобов Ю.Р., Винокуров В.А., Клыков О.И.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия
kolobovspms@mail.tomsknet.ru

В последние годы активно исследуются объемные субмикроструктурные материалы, для формирования структуры в которых используются различные методы интенсивной пластической деформации. Интерес к этим материалам обусловлен их уникальными механическими и физико-химическими свойствами. В частности, они обладают высокой прочностью при комнатной температуре и в ряде случаев проявляют низкотемпературную и/или высокоскоростную сверхпластичность. Однако обычными методами интенсивной пластической деформации (всесторонняя ковка, равноканальное угловое прессование (РКУП)) не всегда удается создать однородную субмикроструктурную (СМК) структуру, что отрицательно сказывается на свойствах материала. В связи с этим представляет интерес исследование возможности проведения высокотемпературных термомеханических обработок с целью создания более однородной структуры и, как следствие, дополнительной модификации свойств СМК материалов.

В настоящей работе были проведены исследования структуры и механических свойств титанового сплава Ti–6Al–4V Eи в исходном состоянии и после РКУП в интервале температур от комнатной до 1073 К. Было показано, что РКУП данного сплава приводит к повышению механических свойств при комнатной температуре по сравнению с исходным состоянием. Одновременно с этим наблюдается уменьшение температуры начала реализации сверхпластичного течения указанного сплава. Установлено, что последующая термомеханическая обработка титанового сплава Ti–6Al–4V Eи, подвергнутого РКУ прессованию, приводит к дальнейшему повышению механических свойств сплава при комнатной температуре при незначительном уменьшении пластичности по сравнению с образцами после РКУП. При этом наблюдается резкое улучшение сверхпластичных свойств сплава при 973 К. Деформация до разрушения в этом случае возрастает более чем в три раза по сравнению с соответствующей деформацией образцов после РКУП. Показано, что такое изменение свойств сплава Ti–6Al–4V Eи связано с формированием более однородной СМК структуры после термомеханической обработки по сравнению со структурой после РКУП.

ОБЪЕМНЫЕ КОМПОЗИТЫ с Са-Р БИОПОКРЫТИЯМИ НА ОСНОВЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА ДЛЯ МЕДИЦИНЫ

Колобов Ю. Р.¹⁾, Шаркеев Ю. П.¹⁾, Карлов А. В.²⁾, Хлусов И. А.²⁾, Шашкина Г. А.¹⁾,
Легостаева Е. В.¹⁾, Ерошенко А. Ю.¹⁾, Братчиков А. Д.¹⁾, Иванов М. Б.¹⁾

¹⁾Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

²⁾Центр ортопедии и медицинского материаловедения ТНЦ СО РАМН, Томск, Россия
sharkeev@ispms.tsc.ru

Биологически совместимый, имеющий низкую плотность титан используется при изготовлении медицинских имплантатов. Тем не менее, недостаточно высокие механические свойства являются сдерживающим фактором его применения. Перевод всего объема титана в субмикроструктурное (СМК) или наноструктурное (НС) состояния приводит к значительному повышению механических свойств, приближая их к соответствующим для титановых сплавов. Титан является биоинертным, поэтому для придания ему биоактивных свойств на поверхность наносят кальций-фосфатные покрытия. Эффективным способом нанесения покрытий является микродуговой метод формирования покрытий в водных растворах электролитов, позволяющий получать покрытия в СМК или НС состоянии.

Задачей работы было создание биокомпозита на основе СМК/НС титана и Са-Р покрытия с соотношением $\text{Ca}/[\text{PO}_4]^{3-}$, близким для костной ткани.

СМК/НС состояние в заготовках технически чистого титана ВТ1-0 получали многоступенчатым прессованием со сменой оси деформации в сочетании с прокаткой и термообработкой. Данный метод обладает рядом достоинств как простота, возможность формирования субмикроструктуры в заготовках большого объема. При этом не требуются сложное оборудование и большие затраты. Са-Р покрытия на поверхности титановых образцов были сформированы микродуговым методом в водном растворе ортофосфорной кислоты с добавлением дисперсной фазы гидроксилапатита и/или карбоната кальция. Содержание кальция в покрытии изменяли путем варьирования состава электролитов и режимов микродугового нанесения покрытий.

Проведенные электронно-микроскопические и металлографические исследования показали, что средний характерный размер зеренной-субзеренной структуры матрицы из СМК титана, полученного методом многократного прессования, составил 100 – 300 нм. Дополнительная пластическая деформация прокаткой значительно повышает механические свойства СМК титана, уменьшая размер зерна до интервала, соответствующего НС состоянию.

На СМК титан наносили покрытия при различных режимах и в электролитах разного состава. Средний размер кристаллитов в Са-Р покрытии составил 460 нм. Модифицированный режим микродугового нанесения покрытий позволяет формировать Са-Р покрытия с более высоким содержанием кальция и соотношением $\text{Ca}/[\text{PO}_4]^{3-}$, близким к таковому для костной ткани. Растровые электронно-микроскопические исследования показали, что структура покрытий, сформированных на СМК титане, однородная и имеет необходимую пористость. Проведенные испытания на адгезию показали, что Са-Р покрытия обладают высокими адгезионными свойствами. Нанесение покрытий на СМК повышает усталостную прочность исследуемого композита. Са-Р покрытия, нанесенные микродуговым методом на НС титан, не ухудшают механические свойства металлической матрицы.

Проведенные биологические исследования показали, что композиты на основе СМК/НС титана с кальций-фосфатным покрытием имеют высокую биологическую совместимость и низкую токсичность и являются перспективным для широкого применения в медицине.

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНО РАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Ti-6Al-4V E1, ПОЛУЧЕННОГО РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ

Найденкин Е.В.¹⁾, Гирсова Н.В.¹⁾, Колобов Ю.Р.¹⁾, Даниленко В.Н.²⁾

¹⁾ *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия*

²⁾ *Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, г. Уфа, Россия*

nev@ispms.tsc.ru

В настоящее время для количественной аттестации зеренно-субзеренной структуры и характера разориентировок границ зерен поликристаллических материалов, в дополнение к стандартным методам оптической металлографии и электронной микроскопии, все чаще применяется метод дифракции обратно рассеянных электронов (в английском варианте – Electron BackScatter Diffraction). Этот метод основан на компьютерной обработке дифракционных картин, получаемых от объемных образцов в сканирующем электронном микроскопе. В отличие от стандартных методов исследования структуры, метод EBSD во многих случаях позволяет за достаточно короткое время получить более точные параметры структуры, такие как размер зерен, спектр разориентировок границ и микротекстура.

В данной работе методом EBSD в сочетании с просвечивающей электронной микроскопией и рентгеноструктурным анализом проведены комплексные исследования параметров микроструктуры и спектра разориентировок границ зерен сплава Ti-6Al-4V E1, полученного методом равноканального углового прессования ($T=600^{\circ}\text{C}$, 4 прохода с углом между каналами $\varphi = 120^{\circ}$). Установлено, что сплав в исследуемом состоянии является двухфазным, с большей объемной долей α -фазы. При этом методом EBSD была обнаружена значительно большая доля β -фазы, чем выявляемая рентгеноструктурным анализом, что обусловлено, по-видимому, большей интенсивностью в этой фазе обратно рассеянных электронов по сравнению с α -фазой и приводит к идентификации межфазных областей как β -фазных.

Размер элементов зеренно-субзеренной структуры исследуемого материала, выявляемый методом EBSD, варьируется в интервале 0,1 – 0,35 мкм, что хорошо согласуется с данными просвечивающей электронной микроскопии. При этом распределение границ зерен по разориентировкам свидетельствует о наличии в спектре более 90% большеугловых границ. Такая значительная для небольшой степени деформации ($e \sim 2,8$) доля большеугловых разориентировок может быть обусловлена тем, что расчет проводился как по α (ГПУ), так и по β (ОЦК) - фазе.

Анализ микротекстуры, проведенный методом EBSD, свидетельствует о сохранении в исследуемом материале небольшой наследованной осевой текстуры, связанной, по-видимому, со способом получения прутка исходного материала (горячая экструзия). Это хорошо согласуется с данными о текстуре, полученными методом рентгеноструктурного анализа.

Таким образом, метод дифракции обратно рассеянных электронов при исследовании структуры сплава Ti-6Al-4V E1, полученного РКУ прессованием, показал хорошую корреляцию с другими методами и поэтому может рассматриваться как дополнительный инструмент аттестации структуры поликристаллов, в том числе, в наноструктурном состоянии.

Авторы выражают благодарность профессору Валиеву Р.З. (Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, Уфа) за предоставленный материал для исследований и обсуждение результатов.

ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ АНАЛИЗАТОРА АВ-1 ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ДИНАМИКИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВАКУУМНОЙ ЭКСТРАКЦИИ ВОДОРОДА ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ

Полянский А.М.¹⁾, Полянский В.А.²⁾, Попов-Дюмин Д.Б.¹⁾,
¹⁾ ООО «НПК ЭПТ»,
²⁾ СПб Политехнический Университет, С.-Петербург, Россия,
info@electronbeamtech.com

С помощью масс-спектрометрического анализатора водорода АВ-1 удается получать динамические кривые экстракции водорода из металлических образцов при их нагревании в вакууме. Температура экстракции от 500° С до 800° С. Испытывались образцы из алюминиевых и титановых сплавов.

Высока точность получаемых кривых. При полном количестве водорода порядка 1 н·мм³ удается уверенно зафиксировать выделение 10⁻⁵ н·мм³. Минимальная масса образцов, изученных нами – 65 мг при концентрации водорода 0,1 [млн⁻¹].

Обобщение сотен экстракционных кривых позволяет сделать вывод о наличии в металлических образцах ловушек водорода с различной энергией связи. Можно выделить водород из поверхностных микротрещин - ловушек, внутренних микротрещин - ловушек, и водород, имеющий различную энергию связи с металлом, как на поверхности, так и внутри образца. Кривые экстракции получаются многоэкстремальными.

Нагрев образцов производится в вакууме за счет тепловой радиации внутри экстрактора из кварцевого стекла. Таким образом, происходит равномерное и медленное нагревание образца. Тепловой расчет показывает, что время нагревания образца до температуры экстрактора - не менее 20 минут при массе образца 1-2 г.

Можно довольно точно сопоставить температуру образца временной координате кривой экстракции, определив, таким образом, энергию ловушек, соответствующую максимумам выделения водорода на кривой экстракции.

Выявлена корреляция формы динамической кривой экстракции и типа сплава. Эксперименты с образцами различной формы и веса показывают, что количество максимумов на экстракционной кривой не меняется даже при изменении формы образца, но сильно зависит от его состава.

Таким образом, исследование динамических кривых, полученных при определении содержания газообразного водорода методом высокотемпературной экстракции, позволяет получить информацию о структурных свойствах материала.

Похожие результаты получены при экстракции гелия из металлических образцов [1].

1. Клявин О.В. Дислокационно - динамическая диффузия в кристаллических телах //ФТТ т.35., №3., с. 513-541., 1993 г.

ПРИМЕНЕНИЕ РАЦИОНАЛЬНОЙ ТЕРМОДИНАМИКИ К ОПИСАНИЮ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ДВУХЭТАПНЫХ ТЕРМОУПРУГИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Мовчан А.А.¹⁾, Ньюнт Со²⁾, Казарина С.А.¹⁾

¹⁾ *Институт прикладной механики РАН, Москва, Россия*

²⁾ *Московский авиационный институт, Москва, Россия*

movchan47@mail.ru

Феноменологический анализ экспериментальных данных, касающихся механического поведения никелида титана при двухэтапных термоупругих (мартенситно–ромбоэдрических) фазовых превращениях, проведен в [1]. Там же высказан ряд общих положений, касающихся этих процессов, и сформулирована система определяющих соотношений для них. Данная работа посвящена анализу и корректировке этих соотношений с позиций рациональной термодинамики, а также выводу связного уравнения теплопроводности при двухэтапных фазовых переходах, учитывающему не только выделение и поглощение латентного тепла, но и диссипацию фазового формоизменения.

Считается, что потенциал Гиббса трехфазной (аустенитно-мартенситно-ромбоэдрической) среды является аддитивной суммой потенциалов Гиббса каждой из фаз с весами, равными значениям соответствующих параметров фазового состава. Установлены достаточные условия выполнения диссипативного неравенства при прямых и обратных двухэтапных фазовых переходах, сводящиеся к определенным зависимостям характерных температур фазовых переходов от напряжений и фазовых деформаций, а также определенному расположению характерных температур фазовых переходов относительно температур термодинамического равновесия фаз. Последнее условие сводится к тому, что температуры обратного превращения должны превышать температуры термодинамического равновесия для соответствующих фаз. В то же время для прямого превращения не достаточно, чтобы снижающаяся температура достигла соответствующей температуры термодинамического равновесия. Прямое превращение может начаться только после определенного «переохлаждения», величина которого является возрастающей функцией соответствующего латентного тепла. Этому же достаточному условию можно придать форму ограничения сверху на соответствующую энтропию перехода.

В дополнение к первому и второму законам термодинамики используется принцип «максимума скорости диссипации», говорящий о том, что из нескольких возможных (т.е. не противоречащих законам термодинамики) сценариев фазового перехода осуществляется тот, который приводит к максимальной скорости диссипации. С помощью этого принципа удалось обосновать высказанное ранее положение о приоритете мартенситного превращения перед ромбоэдрическим, поскольку первому соответствует большая скорость диссипации, чем второму.

В рамках рассматриваемой модели разработана дважды связанная постановка краевых задач термомеханики для сплавов с памятью формы, претерпевающих двухэтапные фазовые переходы. Для случая превращений, происходящих под действием постоянных напряжений, получено разрешающее соотношение, имеющее форму уравнения теплопроводности с теплоемкостью, зависящей от температуры. Показано, что пренебрежение диссипацией фазового формоизменения может привести к существенным ошибкам.

Работа выполнена при финансовом содействии РФФИ, проект №02-01-01075.

1. Мовчан А.А., Шелымагин П.В., Казарина С.А. Определяющие уравнения для двухэтапных термоупругих фазовых превращений // Журнал прикладной механики и технической физики.- 2001.- Т. 42.- №5.- С. 152-160.

ВЛИЯНИЕ ПИКОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ДИНАМИКУ ГОЛОВНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ ПЛОСКИХ СКОПЛЕНИЙ

Левин Д.М., Чуканов А.Н., Беляев В.В.

Тульский государственный университет, Тула, Россия.

levin@physics.tsu.tula.ru

Приведены сведения о специфических релаксационных эффектах в ОЦК сплавах на основе железа, обусловленных взаимодействием головных дислокаций плоских скоплений в микрообъемах локализации внутренних напряжений у структурных дефектов [1,2].

На базе термофлуктуационного анализа рассмотрен процесс образования перегибов на передовых дислокациях, индуцируемый пиковыми напряжениями структурных дефектов. Проведен критический анализ природы неупругих эффектов, возникающих при обратимом движении дислокаций в зонах с локально высоким уровнем внутренних напряжений у структурных дефектов. В температурном спектре внутреннего трения (ВТ) сталей различных классов и опытных сплавов выявлены релаксационные максимумы, возникающие при эволюционировании структурных дефектов поврежденности [3]. Предложены релаксационные критерии локального предельного состояния (ЛПС) в микрообъемах концентрации внутренних напряжений. Работоспособность релаксационных критериев ЛПС оценили в ходе исследований изменения дислокационной динамики при активном деформировании и наводороживании. Критические значения внешнего действующего фактора, необходимые для реализации ЛПС, полностью совпали со значениями, при которых формировались описанные неупругие эффекты. Дополнительный анализ позволил непротиворечиво связать стадийность развития деформационного упрочнения и деструкции с поведением релаксационных критериев. Выявлены общие закономерности параметров деструкции, деформационного упрочнения и релаксационных критериев ЛПС от действующего фактора.

Для подтверждения общего характера выявленных закономерностей развития ЛПС и инициированных им неупругих (релаксационных) эффектов изучали состояние сталей промышленных объектов. Использовали образцы труб действующих продуктопроводов, а также тяжело нагруженных деталей подъемно-транспортного оборудования. Исследования микроструктуры, механических свойств и параметров тонкой структуры образцов труб продуктопроводов и ездовых балок мостовых кранов после различных сроков эксплуатации позволили получить данные о кинетике развития дефектов водородной и усталостной повреждаемости.

1. Левин Д.М., Чуканов А.Н., Муравлева Л.В. Внутреннее трение как мера локальной поврежденности металлических материалов//Известия РАН. Серия Физическая. - 2000.- Т.64 - № 9.- С. 1714 - 1717.
2. Левин Д.М., Чуканов А.Н. Эффекты неупругой релаксации в оценке локальной поврежденности сталей//Конденсированные среды и межфазные границы.- Воронеж, ВГУ.-2001.-Т.32 -№ 3 .-С. 289 - 292.
3. Левин Д.М., Чуканов А.Н. Неупругие эффекты как инструмент изучения зарождения и развития поврежденности//Известия ТулГУ. Серия: Физика.-2003.-вып.3.-С.17-46.

СТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕСТРОЙКИ В ПРОЦЕССЕ РЕЛАКСАЦИИ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ ЭПИТАКСИАЛЬНОЙ ПЛЕНКИ Cu НА (001)Ni

Евтеев А.В., Жилияков Д.Г., Иевлев В.М., Косилов А.Т., Михайлов Е.А.

Воронежский Государственный Технический Университет, Воронеж, Россия
evteev@vmail.ru

Методом молекулярной динамики (МД) проведено моделирование структурных и субструктурных превращений при образовании и изохронном отжиге эпитаксиальной пленки Cu на (001)Ni. Размерное несоответствие параметров кристаллических решеток Cu и Ni составляет ~2.7%. Подложку моделировали в виде расчетной ячейки, состоящей из 8 атомных слоев, в каждом из которых находилось 900 атомов. В направлениях [110] и $[1\bar{1}0]$ на систему накладывали периодические граничные условия. Три нижних слоя принимали статическими, пять последующих – динамическими. Аморфную в исходном состоянии пленку Cu формировали размещением на поверхности подложки случайным образом 9500 атомов, после чего проводили статическую релаксацию системы. Далее атомам Cu и атомам Ni в динамических слоях сообщали начальные скорости в соответствии с распределением Максвелла при температуре 20 К, и производили изохронный нагрев системы методом МД с шагом 20 К. Продолжительность МД-отжига при каждой температуре составляла 3×10^{-11} с. Методика МД расчета состояла в численном интегрировании уравнений движения атомов с временным шагом 1.5×10^{-15} с по алгоритму Верле. Межатомное взаимодействие в системе рассчитывали в рамках метода погруженного атома.

По результатам работы можно сделать следующие выводы.

1. При 20 К пленка имела ГЦК структуру и параллельную ориентацию. Обусловленная размерным несоответствием упругая деформация пленки создавала тетрагональные искажения, средняя величина которых составляла $c/a \approx 1,037$. Компенсация несоответствия происходила посредством дефектов упаковки, ограниченных в объеме пленки частичными дислокациями Шокли с векторами Бюргерса $(a/6)\langle 112 \rangle$, либо вершинными дислокациями с векторами Бюргерса $(a/3)\langle 110 \rangle$.

2. Среднее межатомное расстояние в плоскости (001) пленки по мере удаления от границы раздела фаз увеличивается от 2.50 Å – в первом слое до 2.556 Å – в десятом слое (межатомные расстояния для монокристаллов Ni и Cu равны соответственно 2.49 Å и 2.556 Å).

3. При температурах выше 570 К наблюдается интенсивная перестройка дефектной структуры пленки под действием внутренних напряжений, которая сводится к процессам расщепления вершинных дислокаций, аннигиляции или фронтальному перемещению дефектов упаковки путем скольжения дислокаций Шокли и образованию новых вершинных дислокаций на разных расстояниях от межфазной границы.

4. Обнаружена неустойчивость дислокаций Шокли, ограничивающих дефекты упаковки в объеме пленки. Как правило, процесс перемещения такой дислокации в плоскости скольжения заканчивается образованием вершинной дислокации и новой дислокации Шокли, расположенной в смежной плоскости скольжения. При этом ни одна дислокация не выходит на межфазную границу, что свойственно системам с большой разницей модулей упругости.

СТРУКТУРНОЕ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЕ И АМОРФИЗАЦИЯ ГЦК МЕТАЛЛОВ ПРИ НАСЫЩЕНИИ МЕЖУЗЕЛЬНЫМИ АТОМАМИ

Дейч Д.Б., Евтеев А.В., Косилов А.Т.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия

evteev@vmail.ru

Формирование аморфного состояния путем создания предельных концентраций межузельных атомов в кристалле [1] обладает одной привлекательной особенностью – возможностью анализа структурного состояния системы на уровне ближнего и дальнего порядков в области концентраций, непосредственно предшествующих аморфизации. Данные исследования, проводимые в рамках компьютерного моделирования, имеют реальную перспективу раскрыть закономерности эволюции структуры ближнего упорядочения при увеличении концентрации межузельных атомов вплоть до критической и, в конечном итоге, сформулировать фундаментальные основы структурной организации аморфных металлических систем.

В настоящей работе методом статической релаксации изучено изменение внутренней энергии системы и структуры ближнего порядка при увеличении концентрации межузельных атомов в ГЦК меди вплоть до аморфизации системы.

Для формирования исходного состояния межузельные атомы случайным образом размещали в октаэдрических порах модели идеального ГЦК кристалла меди, содержащей 4000 атомов в расчетной ячейке с периодическими граничными условиями. Число межузельных атомов изменялось от 1 до 600 (0.025÷13.04 %). Для уменьшения их концентрации были также построены модели с 5324, 6912 и 8788 атомами в узлах кристаллической решетки и по одному внедренному атому (0.0188, 0.0145 и 0.0114 %) Далее проводилась статическая релаксация модели. Межатомное взаимодействие в системе рассчитывали в рамках метода погруженного атома [2].

При увеличении концентрации межузельных атомов до ~1.6% наблюдается рост внутренней энергии системы, энергия образования межузельных атомов при этом уменьшается от ~3.5 эВ/ат до ~2.3 эВ/ат. Анализ парной функции радиального распределения атомов (ПФРРА) модели показывает, что расположение атомов в системе соответствует дефектному ГЦК кристаллу меди. Дальнейшее увеличение концентрации межузельных атомов вплоть до ~9 % не приводит к изменению внутренней энергии и ПФРРА модельной системы. При ~10 % происходит структурное разупорядочение модели, сопровождающееся исчезновением дальнего порядка и одновременным появлением в системе атомов с икосаэдрической координацией.

Таким образом, при увеличении концентрации межузельных атомов до ~1.6 % энергия системы монотонно растет, что свидетельствует об отсутствии радикальной перестройки структуры. В интервале концентраций ~1.6÷9 % происходит перестройка структуры ближнего порядка практически без изменения внутренней энергии системы. При дальнейшем увеличении концентрации межузельных атомов наблюдается переход в аморфное состояние.

1. Granato AV. // Phys. Rev. Lett. 1992, V.68. №7. P.974.
2. Дмитриев А.А., Евтеев А.В., Косилов А.Т. // Поверхность. 2003. №5. С.74.

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА БЕЗДИФУЗИОННЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛОВ ОЦК-ЖЕЛЕЗА ОРИЕНТАЦИИ [001]

Евтеев А.В., Косилов А.Т., Куликов Е.В.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия

evteev@vmail.ru

Настоящая работа посвящена изучению в рамках метода молекулярной динамики (МД) структурных и фазовых превращений нанокристаллов ОЦК-железа ориентации [001] в условиях одноосного растяжения при температурах 300 К, 700 К, 1000 К. Вначале методом статической релаксации (СР) была построена модель ОЦК-железа при $T = 0$ К, содержащая 20000 атомов с периодическими граничными условиями наложенными по оси Z . Моделируемый нанокристалл имел форму параллелепипеда, длины ребер которого равнялись $L_X = L_Y = 28,6828 \text{ \AA}$, $L_Z = 286,828 \text{ \AA}$. Далее атомам сообщались скорости, согласно распределению Максвелла при заданной температуре (соответственно 300, 700 и 1000 К, для первого, второго и третьего опытов), и моделируемая система достигала равновесия при постоянной температуре. Методика МД-расчета состояла в численном интегрировании уравнений движения с временным шагом $\Delta t = 1,523 \cdot 10^{-15}$ с по алгоритму Верле в скоростной форме. Затем кристалл подвергался одноосному растяжению с постоянной скоростью деформации в направлении оси Z при заданной температуре. Этот процесс носил циклический характер и включал в себя следующие этапы: однородная мгновенная деформация (на величину $\varepsilon_0 = 0,01$), установление теплового равновесия в системе при постоянной температуре в течение $1000\Delta t$ и последующий отжиг в адиабатических условиях на протяжении $9000\Delta t$. Таким образом, продолжительность одного цикла составляла $10000\Delta t$, или $1,523 \cdot 10^{-11}$ с.

По результатам работы можно сделать следующие выводы.

1. При растяжении модели при $T = 300$ К реализуются последовательно следующие фазовые переходы: исходная ОЦК-фаза ориентации [001] в интервале $\varepsilon = 0,030 \div 0,308$ преобразуется в ГЦК-фазу ориентации [001], при $\varepsilon = 0,361 \div 0,403$ вновь происходит переход в ОЦК-фазу с кристаллографической ориентацией [110]; дальнейшее деформирование сопровождается зарождением ГПУ-фазы ориентации [0001], при этом наблюдаются два варианта: либо образец полностью переходит в ГПУ-фазу, тогда разрушение происходит при $\varepsilon = 0,615$, либо зародившаяся ГПУ-фаза распадается, в этом случае разрушение происходит при $\varepsilon = 0,711$.

2. При растяжении модели при $T = 700$ К реализуются последовательно следующие фазовые переходы: в интервале $\varepsilon = 0,041 \div 0,116$ – зарождение и рост ГЦК-фазы ориентации [001], при $\varepsilon = 0,127$ – взрывной переход части образца, имеющего ГЦК-структуру, в фазу ОЦК кристаллографической ориентации [110]; переход полностью завершился при $\varepsilon = 0,403$. Дальнейшее растяжение приводит к разрушению образца при $\varepsilon = 0,763$.

3. При растяжении модели при $T = 1000$ К исходная ОЦК-фаза в интервале $\varepsilon = 0,041 \div 0,417$ преобразуется в ОЦК-фазу ориентации [110]; дальнейшее растяжение приводит к разрушению модели при $\varepsilon = 0,729$.

РАЗМЕРНАЯ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЯВЛЕНИЙ ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ КУРДЮМОВА И ЗАКСА В ПЛЕНОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ

Иевлев В.М.

Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия,
ievlev@ns1.vstu.ac.ru

1. Зависимость энергии межфазных границ в металлических гетероструктурах ГЦК-ОЦК от величины размерного несоответствия кристаллических решеток фаз предсказывает системы, в которых ожидается реализация ориентационных соотношений Курдюмова и Закса (KS).

2. Экспериментальные исследования показали, что при взаимном наращивании пленок соответствующих ОЦК и ГЦК (ГПУ) металлов, а также при росте пленок ОЦК металлов на базисных плоскостях гексагональной упаковки неметаллических кристаллов (например слюды, молибденит, сапфир и др.) в области температуры ориентированной кристаллизации реализуются соотношения KS.

3. Реализация соотношений KS (6 эквивалентных азимутальных ориентаций в пределах поверхности одного кристалла) приводит к образованию многоориентационных эпитаксиальных пленочных наноструктур с очень узким распределением зерен по размеру, а при наращивании методом конденсации в вакууме многослойных гетероструктур – к сохранению дисперсной структуры или к ее диспергированию с увеличением числа слоев. В однослойных конденсатах обычно происходит обратный процесс. Предел ростового диспергирования контролируется кинетикой зарождения каждого очередного слоя и возможностями субструктурных перестроек в растущем слое. Оценки показывают, что нанокристаллическая структура может стабилизироваться уже при наращивании нескольких периодов многослойной композиции.

Развитие процесса формирования наноструктуры с реализацией соотношений KS может происходить и при изменении исходной ориентации поверхности кристалла (подложки).

4. Оценки размерной зависимости (толщина пленки, размер островка конденсата при дискретном зарождении сконденсированной фазы) энергии межфазных границ (111)ГЦК – (001)ОЦК показывают возможность взаимных ориентационных переходов для соотношений Курдюмова –Закса и Нишияма – Вассермана (NW). Проявление размерного эффекта наблюдается и в других вариантах (например, тенденция к когерентному сопряжению нескольких монослоев растущей пленки и восстановления исходной структуры и ожидаемой ориентации с увеличением толщины).

5. При переходе от дискретных (островковых) конденсатов к сплошным возможен ориентационный переход $KS \rightarrow NW$, обусловленный минимизацией энергии внутренних поверхностей раздела.

6. Наблюдается температурная зависимость: смена соотношений $NW \rightarrow KS$ с изменением температуры наращивания гетероструктуры.

ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Al-Me, ИМЕЮЩИХ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ, ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ

Щерецкий А. А., Верховлюк А. М., Лахненко В. Л., Новицкий В. Г.

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, г. Киев
texnolit@i.kiev.ua

За последние 10 лет резко увеличилась мощность и производительность большинства машин и механизмов, что сопровождается увеличением нагрузок на узлы трения. Традиционные материалы во многих случаях уже не отвечают все возрастающим требованиям. Поэтому в настоящее время для узлов трения все чаще применяются материалы в метастабильном состоянии с высоким уровнем структурной неравновесности, что способствует диссипации энергии трения за счет реализации принципов самовосстановления и саморегулирования, что позволяет исключить деградацию свойств материала в процессе эксплуатации изделий (функционально-градиентные и композиционные материалы).

В качестве таких материалов могут быть названы сплавы системы Cu-Al-Me, обладающие мартенситным превращением, которые являются разновидностью функциональных материалов из-за их чувствительности к температуре и нагрузкам. Использование таких материалов как структурно - чувствительных позволяет реализовать способность этих сплавов к самоорганизации в неравновесных условиях, которые проявляются в условиях трения и изнашивания.

Разработаны технологические режимы плавки и термической обработки сплавов системы Cu-Al-Me (где Me – Mn, Ni), обеспечивающие получение сплавов с заданной структурой и необходимым температурным интервалом мартенситного превращения.

Исследовано влияние модифицирующих добавок: Ti, Zr, Sc; показано, что наиболее эффективно измельчает зерно цирконий при его содержании в сплаве на уровне 0,1%.

Разработаны режимы термической обработки сплавов системы Cu-Al-Ni, позволяющие управлять фазовым составом и параметрами мартенситного превращения, что позволяет получать материалы с заданным фазовым составом;

Исследованы физико-механические свойства сплавов системы Cu-Al-Ni в различных фазовых состояниях и при различных температурах. Установлено, что зависимость твердости от температуры носит экстремальный характер и доказано, что эта аномалия связана с образованием мартенсита деформации.

С помощью рентгеноспектрального анализа изучен фазовый состав закаленных образцов состава Cu-11Al-2,5Ni до и после проведения испытаний на износ. Показано, что образцы однофазные, а в результате трения происходит переориентировка мартенситных игл, и они ориентируются поперек дорожек трения.

Исследованы антифрикционные свойства полученных материалов. Установлено, что сплавы системы Cu-Al-Me (где Me – Mn, Ni) обладающие мартенситным превращением, имеют существенно более высокую износостойкость, чем стандартные бронзы. Так указанные сплавы имеют износостойкость в 30 и более раз большую, чем бронза БрОЦС 5-5-5 и в три и более раз большую, чем бронза БрАЖ 9-4.

THERMAL CYCLING OF SHAPE MEMORY Cu-Al-Ni SINGLE CRYSTAL

Matlakhova L. A. ¹⁾, Matlakhov A.N. ¹⁾, Dias F. R. M. ¹⁾, Rodriguez R. J. S. ¹⁾,
Vahhi I. E. ²⁾, Pulnev S. A. ³⁾

¹⁾Universidade Estadual do Norte Fluminense, Campos dos Goytacazes, RJ, Brasil

²⁾St. Petersburg State Polytechnic University, St. Petersburg, Russia

³⁾Ioffe Physico-Technical Institute, RAS, St. Petersburg, Russia

vahhi@ftim.spbstu.ru

The shape memory Cu–13.5%Al–4%Ni single crystal under thermal cycling of heating and cooling at temperature range from M_f to A_f (around -18 °C to 100 °C) at free stress condition was investigated.

The structure alternations and characteristics associated with martensite reversible $\gamma'_1 \leftrightarrow \beta_1$ transformation of the alloy were studied by optical microscopy, scanning electron microscopy and X-ray methods. The transformation temperatures and calorimetric effect of the $\gamma'_1 \leftrightarrow \beta_1$ phase transformations have been measured by Differential Scanning Calorimeter DSC-2010 before cycling and after 100, 200 and 300 cycles. The tested samples, in accordance with DSC technology, were twice heated up to 150 °C and cooled up to -100 °C.

The transformation temperatures before cycling were: $+25$ °C (M_s), $+14$ °C (M_{extr}), -9 °C (M_f) at cooling, and $+9$ °C (A_s), $+33$ °C (A_{extr}), 52 °C (A_f) at heating. The critical temperatures M_{extr} and A_{extr} were measured from DSC curve as *extremes* (peaks) of the calorimetric effects at cooling and at heating. After 300 thermal cycles, the transformation temperatures shifted to: $+35$ °C (M_s), $+7$ °C (M_{extr}), -20 °C (M_f) at cooling, and $+3$ °C (A_s), $+28$ °C (M_{extr}), $+53$ °C (A_f) at heating.

The Fig.1 demonstrates the transformation temperatures of the Cu–13.5%Al–4%Ni at various numbers of thermal cycles. Negligible decreasing (around 3 °C -5 °C) of these temperatures was observed up to 200 cycles.

The structure changes after 200 cycles, accumulated during test, extended the thermal intervals ($M_s - M_f$ at cooling, $A_s - A_f$ at heating) of the $\gamma'_1 \leftrightarrow \beta_1$ phase transformations. The temperatures M_s , A_f increased, M_f , A_s , A_{extr} decreased up to 300 cycles.

These results show stability of the transformation temperatures of the Cu-based single crystal under thermocycling conditions.

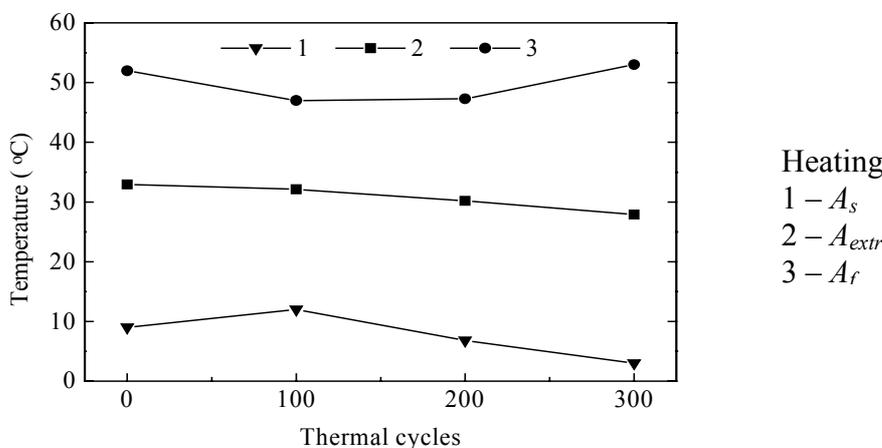


Fig.1. Transformation temperatures of the Cu–13,5Al–4Ni single crystal at heating as a function of the number thermal cycles in free stress condition.

ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПИРАЛЕЙ ИЗ СПЛАВА Cu–Al–Zn

Вьюненко Ю.Н.¹⁾, Затульский Г.З.²⁾, Носковец А.А.³⁾

¹⁾ СПбГУ, С-Петербург, Россия

²⁾ КПИ, Киев, Украина

³⁾ БГТУ, С-Петербург, Россия

vyunenko@yandex.ru

Исследовали деформационные эффекты в процессе развития ЭПФ в спиральных образцах Cu–Zn18–Al7 при термоциклировании. Протекание фазового превращения сопровождается одновременным изменением высоты спирали и её кручением [1]. Присутствие усилий, препятствующих формоизменению образца в области температур перестройки кристаллической структуры, приводит к смене одностороннего кручения двусторонним эффектом [2]. Нарастание противодействующей нагрузки сопровождается увеличением углов поворота верхнего витка относительно основания, как по часовой стрелке, так и в противоположном направлении. Изменение высоты спирали происходило одновременно со вторым этапом кручения (против часовой стрелки). Плотное прилегание витков друг к другу в низкотемпературном состоянии исключало двусторонние деформационные эффекты в изменении линейного размера образца.

Для проверки возможности подобного поведения проведена серия экспериментов, в которых термоциклирование спирали под нагрузкой чередовали с нагревом и охлаждением её в свободном состоянии. В этом случае между витками охлажденного образца оставался значительный зазор. Нагружение спирали проводили при комнатной температуре. Это влекло за собой уменьшение её высоты. Однако расстояние между витками оставалось больше, чем оно было после охлаждения под нагрузкой. Особенно заметно это различие при величине сжимающих усилий до 15Н. При 24Н и 30Н эффект заметно меньше. Но именно при этих величинах нагрузок в процессе нагрева одновременно с кручением спирали по часовой стрелке зафиксировано уменьшение её высоты. При этом заметно возрастают и величины углов кручения (в сравнении с данными [2]). Таким образом, оказывается возможным стимулирование деформационных процессов в области температур фазового превращения в направлении, противоположном развитию ЭПФ.

1. Ю.Н.Вьюненко, Г.З.Затульский, В.Н.Комиссаров, А.А.Куликов, Ю.В.Солдатова. Эффект памяти формы в спиральных образцах сплава CuZnAl. Вестник Тамбовского университета. Сер.Естеств. и технич. Науки. Тамбов. 2000, т.5, вып. 2-3, с. 281-282.
2. Ю.Н.Вьюненко, Г.З.Затульский, А.А.Куликов, Ю.В.Солдатова. Исследование силовых спиральных ЭПФ-элементов из сплава CuZnAl. Научные труды IV Международного семинара «Современные проблемы прочности» им. В.А.Лихачёва. Великий Новгород, 2000, т.2, с.142-147.

ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Носкова Н.И.

Институт физики металлов УрО РАН
noskova@imp.uran.ru

Методом просвечивающей электронной микроскопии изучены особенности формирования наноструктурного состояния в бинарных (в области твердого раствора) и в четырехкомпонентных сплавах на основе Al (с ограниченной растворимостью легирующего компонента) при интенсивной пластической деформации (сдвиге под высоким давлением).

Проведено исследование методом «*in situ*» в колонне электронного микроскопа процесса пластической деформации одноосным растяжением чистых металлов и многофазных сплавов в нанокристаллическом состоянии. Данные о механизме деформации чистых металлов Cu, Ni, Ti, а также бинарных и четырех компонентных сплавов на основе Al в нанокристаллическом состоянии (с размером зерна 30–70 нм) приведены для наноструктур, возникающих при сильной пластической деформации, а для сплавов на Fe, Co и Pd основах – для наноструктур (с размером зерна 6–10 нм), возникающих в результате нанокристаллизации аморфных лент при 723–923 К в вакууме.

Обнаружено, что в нанокристаллических чистых металлах Ni и Cu с уменьшением размера нанозерен происходит смена механизма деформации: дислокационный механизм пластической деформации наблюдается до некоторого порогового размера нанозерна 60–70 нм, далее, при уменьшении размера зерна, механизм деформации становится дислокационно-ротационным и, наконец, сдвиговые моды деформации подавляются, а активизируются ротационные моды деформации, если размер нанозерна меньше 30 нм.

Деформация в нанокристаллическом титане и сплаве на железной основе развивается также за счет активизации ротационных мод деформации. Однако, для сплава с размером нанозерен не выше 30 нм наблюдается кооперативность ротационных мод, которая приводит к подстраиванию нанозерен друг к другу по ориентации, а затем к развитию мезоскопического сдвига по границам нескольких одинаково ориентированных нанозерен или микродвойникованию.

Деформация в бинарных и четырех компонентных сплавах на основе Al реализуется дислокационно-ротационным механизмом с включением диффузионного массопереноса примесных атомов.

Результаты, полученные при исследовании, позволяют считать размер нанозерна при формировании высокопрочного состояния нанокристаллического материала одним из главных параметров только в том случае, когда основная активная деформация осуществляется сдвиговыми модами деформации и массопереносом атомов примеси. Возникающие в нанозернах деформационные микродвойники одинаковой ориентации, что, по-видимому, связано с активизацией ротационных мод деформации, вызывают увеличение пластичности материала.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ – проект Р Урал № 02-02-96413

KEY ROLE AND THE UNIVERSALITY OF DEFORMATION MECHANISMS IN PHASE TRANSITIONS IN SOLIDS, LIQUIDS, BIOLOGICAL TISSUES (TUMOR GROWTH, AGING, ADAPTATION TO STRESS AND MEDICAL TREATMENT ARE INCLUDED)

Kisel V.P., Kissel N.S.

Inst. of Solid State Physics, 142 432 Chernogolovka, Moscow distr.,
kisel@issp.ac.ru

The true, unique goal of science is the discovery of not the mechanism, but the unity... The question is not whether the nature is unique but in what way it is unique.

Anri Poincare, "Science and Hypothesis" (1902)

Recent investigations irrefutably show that real crystals, glasses, melts, liquids, gases always contain nuclei and nanoclusters of various phases. The interface stresses due to structural and mechanical mismatch between phases play the key role in phase transitions. The first important goal of this work (the request for the invention) is the universality of the deformation and relaxation mechanisms (DRM) during phase transitions in solids, glasses, liquids, melts, gases and biological tissues [1]. This is confirmed by the correlation of transition parameters for various materials: shear moduli, viscosity, surface tension, activation energies of deformation and heat of phase transitions, hysteretic character of their variation, the influence of phase prehistory, the similar reactions to physical and chemical effects, the similarity of kinetic curves for crystallization from the melt or glass state, redox reactions, diffusion, electrical conductivity, electrochemical deposition, adsorption-desorption, martensitic and structural transformations, etc. [1]. Mechanical treatments of phase systems induce some of them to grow at the expense of the others up to chemical compounds forming (mechanical alloying, acoustochemistry). Of specific note is the fact that DRM unravel all the features of tumor growth and meta-static processes, adaptation mechanisms to different types of stress and medical treatment for biological systems, etc. Second important finding based on literature data shows the same DRM nature of the effects of ultralow doses (ULD) of physical and chemical impacts (chemical agents, the irradiation of particles, light and electromagnetic fields, etc.) on solids, liquids and biological tissues [1]. These effects are due to mechanical hardening and softening on the scales of observation from the atomic (molecular) to microscopic cell structures, macroscopic organisms and populations. It is worth stressing that the dependences of hardening-softening on pulse amplitude and duration are the same for micro- and macrodeformation of all the materials. The stress rate and the dwell time between the pulses (frequency), temperature, impurity concentration, irradiation dose of particles, electromagnetic fields, currents, etc. dependences of softening have the same V-shaped form for single and nanocrystals, liquids and biological tissues and organisms [1] (various types of adaptation to stress [2], apoptosis and proliferation of cells [3], aging, etc.).

1. Kisel, V.P. In: Untraditional natural resources, innovation technologies and products. Collected scientific works. Issue 10. RANS ed., Moscow, 2003, pp 183-196 (in Russian)
2. Garkavi, L.Kh., Kvakina, E.B., Kuz'menko, T.S. Antistress reactions and activation therapy. Moscow, RANS, IMEDIS, 1998, 617 p. (in Russian).
3. Piruzian, L.A., Malenkov, A.G., Radkevich, L.A. Dokl. Akad. Nauk, 2004, vol.395, No 2, pp. 261-265.

ИССЛЕДОВАНИЕ РАДИАЦИОННО-МОДИФИЦИРОВАННОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СПЛАВА Fe–Cr–Ni–Ti

Новакова А.А., Голубок Д.С., Киселева Т.Ю., * Хмелевская В.С.,* Малышкин В.Г.

Московский Государственный Университет им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия,

novakova@nm.ru

**Обнинский Государственный Технический Университет Атомной Энергетики,*

Обнинск, Россия, khmel@iate.obninsk.ru

В приповерхностной области сплава Fe–Cr–Ni–Ti (с ГЦК структурой) после облучения в циклотроне ионами Ag энергией 40 кВ при температуре 400-450 °С было обнаружено новое структурное состояние. Это состояние было исследовано методами рентген-дифракционного анализа, электронной микроскопии и селективной по глубине мессбауэровской спектроскопии. Проведенный рентгеновский анализ показал, что после облучения форма дифракционных пиков существенно изменяется: они раздваиваются. Кроме того, электронная микроскопия показала, что в приповерхностной области после облучения образуется новое структурное состояние: кластеры размером 3-4 нм пронизывают ГЦК-матрицу сплава. Результаты мессбауэровского послыйного анализа дали дополнительную информацию о природе этого состояния. Неразрушающий метод послыйного анализа структурного состояния приповерхностной области основан на регистрации вторичного резонансного мессбауэровского излучения в геометрии обратного рассеяния. Причем, при регистрации спектра с помощью конверсионных электронов получается информация о слое толщиной порядка 0.3 мкм, а при регистрации конверсионного рентгена – с глубины ~ 15 мкм. Эти результаты показали, что в приповерхностной области толщиной ~ 0.3 мкм 35% атомов Fe переходят в новое структурное состояние, характеризующееся параметрами квадрупольного расщепления $\Delta = 0.31$ мм/с, и изомерного сдвига $\delta = 0.19$ мм/с. Эти параметры существенно отличаются от типичных параметров исходного состояния ГЦК-сплава: $\delta = -0.14$ мм/с, $\Delta = 0$ мм/с. Следует заметить, что они находятся в интервале значений, характерных для квазикристаллических материалов. Таким образом, можно предположить, что образующиеся после облучения в окрестности радиационных дефектов кластеры имеют икосаэдрическую симметрию.

NATURE OF HIGH STRAIN RATE SUPERPLASTICITY OF NANOSTRUCTURAL ALUMINIUM ALLOYS

Myshlyayev M.M.^{1,2}, Mironov S.Yu.³, Konovalova E.V.⁴, Kamalov M.M.¹

¹ *Institute of Solid State Physics, RAS, Chernogolovka, Russia*

² *Baikov Institute of Metallurgy and Material Science, RAS, Moscow, Russia*

³ *Institute of Metal Superplasticity Problems, RAS, Ufa, Russia*

⁴ *University of Surgut, Surgut, Russia*

myshlyae@issp.ac.ru

The structure and phase state of rods subjected to the equal-channel angular (ECA) pressing under different conditions have been studied by X-ray diffraction analysis, transmission and scanning electron microscopy, including back electron scattering diffraction and orientation image microscopy, technique. A fine-grained structure has been shown to form in the

process of pressing. A largest number of grains demonstrate the formation of a dislocation substructure involving subgrains.

A mechanical behaviour has been studied for ECA pressed samples having different structure states. Temperature and strain rate conditions to attain ultimate strains to failure have been defined for samples of each structural state. It has been shown that samples with a developed substructure are subject to a superplastic (SP) straining. Contrary to the expectations the ductility of finest-grained samples turned out low.

Mechanical behaviour of the alloys has been studied in SP straining conditions. Multi-stage high strain rate SP straining has been shown. Dependencies of the true strain rate on temperature, the true stress and true strain for the straining during hardening stage and softening stage have been established. The activation energies and the coefficients of strain rate sensitivity of stress, which characterize these stages, have been determined. Structural behaviour during SP straining has been studied.

The support from the RFBR (Projects 04-02-16129, 04-02-97261) is appreciated.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ СМАЧИВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ЦИНКЕ РАСПЛАВОМ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

Хрущева А.С., Сурсаева В.Г., Страумал Б.Б.

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

Плоские бикристаллы цинка с границами наклона $[1\bar{1}20]$ были выращен методом направленной кристаллизации из цинка чистотой 99,999 вес.%. Были выращены три бикристалла с разными границами наклона – (а) малоугловой с разориентацией 11.5° и максимальной (для малоугловых границ) энергией, (б) высокоугловой с разориентацией 46° и максимальной (для высокоугловых границ) энергией и (в) высокоугловой с разориентацией 84° (двойниковая граница) с минимальной (для высокоугловых границ) энергией. Бикристаллы покрывались слоем сплава Al–Zn и отжигались в двухфазной области фазовой диаграммы Al–Zn, в которой твердый раствор на основе цинка находится в равновесии с расплавом. Зернограничный фазовый переход смачивания наблюдался на всех изученных границах около 418°C . До сих пор все наблюдавшиеся температурные зависимости контактного угла при фазовом переходе смачивания на границах зерен были выпуклыми. При температуре фазового перехода смачивания производная контактного угла – а значит, и производная свободной энергии границы по температуре – испытывали скачок. Иными словами, все наблюдавшиеся до сих пор фазовые переходы смачивания на границах зерен были первого рода. Наблюдавшиеся в данной работе температурные зависимости были вогнутыми, а в точке перехода не наблюдалось скачка производной контактного угла (и свободной энергии) границы по температуре. Следовательно, впервые наблюдался зернограничный фазовый переход смачивания второго рода.

Авторы благодарят РФФИ (проект 04-03-32800), НАТО (проект PST.CLG.979375), INTAS (проект 03-51-3779), Миннауки и образования ФРГ (проект RUS 04/014).

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ СМАЧИВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В АЛЮМИНИИ РАСПЛАВОМ НА ОСНОВЕ ЦИНКА

Когтенкова О.А.¹⁾, Протасова С.Г.¹⁾, Страумал Б.Б.¹⁾, Лопес Г.²⁾

¹⁾ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, 142432 Московская область*

²⁾ *Институт металловедения об-ва им. Макса Планка, 70569 Штутгарт, Германия*
koololga@issp.ac.ru

Зернограничные фазовые переходы смачивания были изучены в поликристаллах Al–Zn с содержанием цинка 10, 20, 30, 40, 60, 75 и 85 вес. % в интервале температур 490–630 °С. Было обнаружено, что выше 620°С все границы зерен в твердой фазе, богатой алюминием, были смочены жидкой фазой. Ниже 440°С границ зерен, смоченных жидкой фазой, не наблюдалось. Таким образом, были определены минимальная и максимальная температуры зернограничного фазового перехода смачивания. Между 440 и 620 °С доля смоченных границ зерен постепенно увеличивается с увеличением температуры от 0 до 100 %. Были выращены три бикристалла алюминия с границами наклона [110] – малоугловой с максимальной (для малоугловых границ) энергией, высокоугловой с максимальной (для высокоугловых границ) энергией и высокоугловой двойниковая граница с минимальной (для высокоугловых границ) энергией. Максимальная температура фазового перехода смачивания наблюдается для двойниковой границы. Сформулирована гипотеза о том, что зернограничные фазовые переходы предсмачивания или предплавления могут объяснить необычное явление высокоскоростной сверхпластичности, наблюдаемое в системах Al–Mg–Zn в узком температурном интервале непосредственно под линией объемного солидуса.

Авторы благодарят РФФИ (проект 04-03-32800), НАТО (проект PST.CLG.979375), INTAS (проект 03-51-3779), Миннауки и образования ФРГ (проект RUS 04/014).

GRAIN BOUNDARY PHASE TRANSITION “WETTING BY SOLID STATE” IN Zn–Al ALLOYS

López G.A.¹⁾, Straumal B.B.²⁾, Khruzhcheva A.S.²⁾

¹⁾ *Институт металловедения об-ва им. Макса Планка, 70569 Штутгарт, Германия*

²⁾ *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, 142432 Московская область*
galelopez@hotmail.com

The microstructure of Zn–5 wt. % Al polycrystals has been studied between 250 and 375°C. The evolution of continuous (Al) layers at individual Zn grain boundaries (GBs) has been studied at 230 and 290°C. The (Al) phase forms either chains of separated lens-like precipitates or continuous uniform layers at (Zn) GBs. If the GB particles are observed, the contact angle $\theta > 0$ at the intersection between (Al)/(Zn) interphase boundaries (IBs) and (Zn)/(Zn) GB. With increasing temperature θ becomes zero at certain T_{ws} and remains zero above T_{ws} . Above T_{ws} a (Zn) GB is covered by continuous (Al) layer. T_{ws} inversely correlates with the

GB energy. The fraction of (Zn) GBs covered by (Al) layers increases with increasing temperature. Therefore, the GB phase transition “wetting by solid phase” proceeds in Zn–Al alloys. It is thermodynamically similar to the GB wetting phase transition by liquid phase. The tie-line of a GB phase transition is constructed in the conventional bulk Zn–Al phase diagram. Such GB tie-lines are especially important for the nanocrystalline materials.

Financial support of NATO Linkage grant (contract PST.CLG.979375), German Federal Ministry for Education and Research (contract RUS 04/014), INTAS (contract 03-51-3779) and Russian Foundation for Basic Research RFBR (contract 04-03-32800) is acknowledged.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ОГРАНЕНИЯ – ПОТЕРИ ОГРАНКИ НА ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН

Страумал Б.Б.

Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, 142432 Московская область
straumal@issp.ac.ru

Фазовые превращения ограничения – потери огранки впервые были обнаружены на внешних поверхностях кристаллов. При повышении температуры могут терять устойчивость вначале вершины и ребра кристаллов, а затем – и плоские низкоиндексные грани. Размер плоских граней уменьшается с повышением температуры – вплоть до их исчезновения – по определенному закону. При понижении температуры – наоборот – в равновесной огранке кристалла могут появляться новые грани с низкими индексами. Ограниченные (плоские) и неограниченные (криволинейные) участки поверхности могут сочленяться как с разрывом первой производной по координате (фазовый переход ограничения I рода), так и непрерывно (фазовый переход ограничения II рода). В случае непрерывного фазового перехода ограничения форма поверхности вблизи плоской границ описывается моделями Андреева или Покровского-Талапова.

В работе экспериментально показано, что все это разнообразие явлений может наблюдаться и на границах зерен. Исследования были проведены на двойниковых границах в меди, алюминии, молибдене, ниобии и цинке. Двойниковые границы зерен были выбраны для исследований, поскольку они играют важную роль в поликристаллах. В целом ряде материалов двойниковые границы могут составлять от трети до половины всех границ зерен в поликристаллическом ансамбле. Установлено, в частности, что появление и исчезновение граней (фасеток) на границах зерен сильно изменяет их подвижность, что, в свою очередь, может служить причиной перехода от нормального к аномальному росту зерен в поликристаллических материалах.

Автор благодарит РФФИ (проект 04-03-32800), НАТО (проект PST.CLG.979375), INTAS (проект 03-51-3779), Миннауки и образования ФРГ (проект RUS 04/014) за финансовую поддержку работы.

СВЯЗЬ СПЕКТРА СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ С ИНТЕРКРИСТАЛЛИТНЫМ РАЗРУШЕНИЕМ

Мерсон Д.Л.¹⁾, Черняева Е.В.²⁾

¹Тольяттинский государственный университет

²Санкт Петербургский государственный университет

merson@infopac.ru

Хорошо известно, что при деформировании углеродистых сталей, подвергнутых закалке, в зависимости от температуры отпуска могут реализоваться различные типы разрушения: вязкое, транскристаллитное и интеркристаллитное. Указанное обстоятельство предоставляет исследователям уникальную возможность изучать поведение акустической эмиссии, в частности, ее спектральных характеристик в связи с изменением механизмов разрушения. Такого рода исследование представляет как научный, так и практический интерес, поскольку, из-за отсутствия научно обоснованных критериев, методика спектрального анализа сигналов акустической эмиссии пока не находит должного применения для оценки текущего состояния материалов и остаточного ресурса оборудования.

В настоящей работе с целью выявления связей между спектральным составом сигналов акустической эмиссии (АЭ) и механизмами разрушения было проведено исследование на образцах стали 32Г2С, широко используемой в производстве труб нефтяного сортамента.

Образцы с размерами рабочей части 50×10×6 мм подвергали двум режимам закалки в воду: 1 – закалка от 850 °С и 2 – закалка из межкритического интервала температур (от 780 °С). Далее те и другие образцы отпускали 1 час при восьми температурах: 200, 250, 300, 350, 400, 500, 600, 700 °С и деформировали одноосным растяжением, в процессе которого с помощью широкополосного датчика регистрировали сигналы АЭ.

Установлено, что в процессе активной деформации наблюдаемый в области предела текучести резкий максимум акустического излучения существенно зависит от температуры отпуска. С увеличением последней высота пика АЭ сначала возрастает, достигая своего максимума при 350 °С, и далее спадает.

По оригинальной методике все зарегистрированные сигналы АЭ были разбиты на отдельные группы, исходя из принципа подобия формы кривых спектральной плотности. Всего было выделено три группы сигналов, одна из которых, названная «наиболее представительной», резко превосходила все остальные по числу отнесенных к ней сигналов.

С увеличением температуры отпуска одновременно наблюдается изменение формы спектра сигналов этой группы и количества сигналов в процентном соотношении. В исходном состоянии энергия сигналов практически равномерно распределена в диапазоне частот 250–600 кГц. После закалки и отпуска во всех случаях на кривых спектральной плотности сигналов АЭ проявляется экстремум в области 300 кГц. Его форма и положение практически не меняются с температурой отпуска. В области температур проявления необратимой отпускной хрупкости (300-400°С) в спектре появляется еще один экстремум – при 500 кГц. С ростом температуры отпуска второй пик постепенно сглаживается и при 700 °С переходит в плато. Параллельно с этим уменьшается процент числа таких сигналов. Следует отметить, что рассмотренные закономерности практически идентичны для двух видов закалки.

Появление в спектре сигналов АЭ второго (высокочастотного) экстремума связано с микроразрушениями по интеркристаллитному механизму и, что наиболее вероятно, с декогезией карбидной пленки.

ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА РЕНТГЕНОАМОРФНЫХ ПЛЕНОК Fe–Zr–C С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА В ХОДЕ ОТЖИГОВ

Шефтель Е.Н., Шалимова А.В.¹⁾, Усманова Г.Ш.
*Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН,
Москва, Россия*

sheftel@ultra.imet.ac.ru

¹⁾*Институт материаловедения и физики металлов ЦНИИЧермет
им. И.П.Бардина, Москва, Россия*

shalimovy@mtu-net.ru

Известно, что получаемые методом реактивного магнетронного напыления пленки сплава Fe–Zr–N проявляют, после соответствующих отжигов, высокие магнитно-мягкие свойства [1]. Однако в условиях реальных технологических методик изготовления пленок бывает трудно избавиться от значительного загрязнения их углеродом. Для понимания степени влияния C на фазовый состав и магнитные свойства пленок сплава Fe–Zr–N представляется логичным сначала исследовать поведение сплава Fe–Zr с углеродом. Проведено исследование структуры и магнитных свойств трех составов пленок Fe–Zr–C, приготовленных магнетронным распылением мишени в атмосфере аргона с гексаном. Содержание Zr везде 13.5at%. Толщина пленок изменялась в интервале 1–2 мкм. Содержание углерода варьировалось от 44.5at.% (состав 1), до 16at.% (состав 3). Промежуточный состав 2 – 26.5at.%C. ДТА анализ показал, что выделение кристаллической фазы в присутствии значительного количества углерода (44.5at.%) происходит значительно позже по температуре: только при 538,6 °С, в сравнении с 385 °С для образца с 16at.% C. Эволюцию фазового состава пленок в ходе отжигов при температурах 400 и 550 °С, выбранных согласно данным ДТА, изучали методом рентгеновской дифрактометрии: стандартная фокусировка по Брегг–Бретано, в медном излучении в угловом интервале 2θ от 5 до 130°. Рентгеновский анализ показал, что в исходном состоянии пленки, независимо от содержания C, рентгеноаморфны: кривые содержат гало полушириной 6–7°, центрированное в районе линии 110 α-Fe. При отжиге на дифракционных кривых для образцов с различным содержанием углерода появляется набор рефлексов, соответствующих α-Fe. Причем, чем выше содержание углерода в материале, тем позже (по температуре) начинают выявляться линии α-Fe, что согласуется с вышеприведенными данными ДТА. Так, полный набор довольно широких линий α-Fe появляется для пленок с 44,5 % C только при отжиге 550° (рис.1). Компьютерная обработка дифрактометрических кривых позволила выявить ход изменений фазового состава пленок в ходе отжига. Предположительно, исходное рентгеноаморфное состояние представляет собой смесь очень мелких (ОКР < 7Å) метастабильных моноклинных карбидов железа. Далее при отжиге, кроме выделения очень мелкого нанокристаллического α-Fe и роста его размера и количества, наблюдается замена исходных моноклинных карбидов Fe либо на орторомбический Fe₃C, либо на гексагональный Fe₃C, в зависимости от содержания C в пленке. Во всех пленках в ходе отжигов присутствует фазы ZrC_{0.7} и различные интерметаллиды: Fe₃Zr, Fe₂Zr и Fe₂₃Zr₆. Так, например, отжиг 550°С сост. 3 приводит к тому, что пленка представляет собой смесь α-Fe с почти стандартным периодом решетки и очень малым количеством ZrC_{0.7} (~6% по объему), Fe₂₃Zr₆ и свободного C (~3% по объему).

Изучение магнитных свойств пленок показало, что удовлетворительные магнитно-мягкие свойства наблюдаются только после отжига 550°С для пленок состава 2 и 3 с содержанием C ≤ 26.5at%. Высокоуглеродитые пленки при 550°С проявляют магнит-

ные характеристики, сопоставимые с исходным состоянием пленок с меньшим содержанием С. В первую очередь, такая ситуация связана с замедляющим влиянием углерода на скорость выделения кристаллов α -Fe из исходного аморфного состояния. Возможны и причины второго порядка, например, изменения магнитных характеристик в связи с распадом одних карбидов и образованием других, метастабильным состоянием выпадающих фаз, их нано размерами, что приводит к большому запасу поверхностной и упругой энергии систем и т.д.

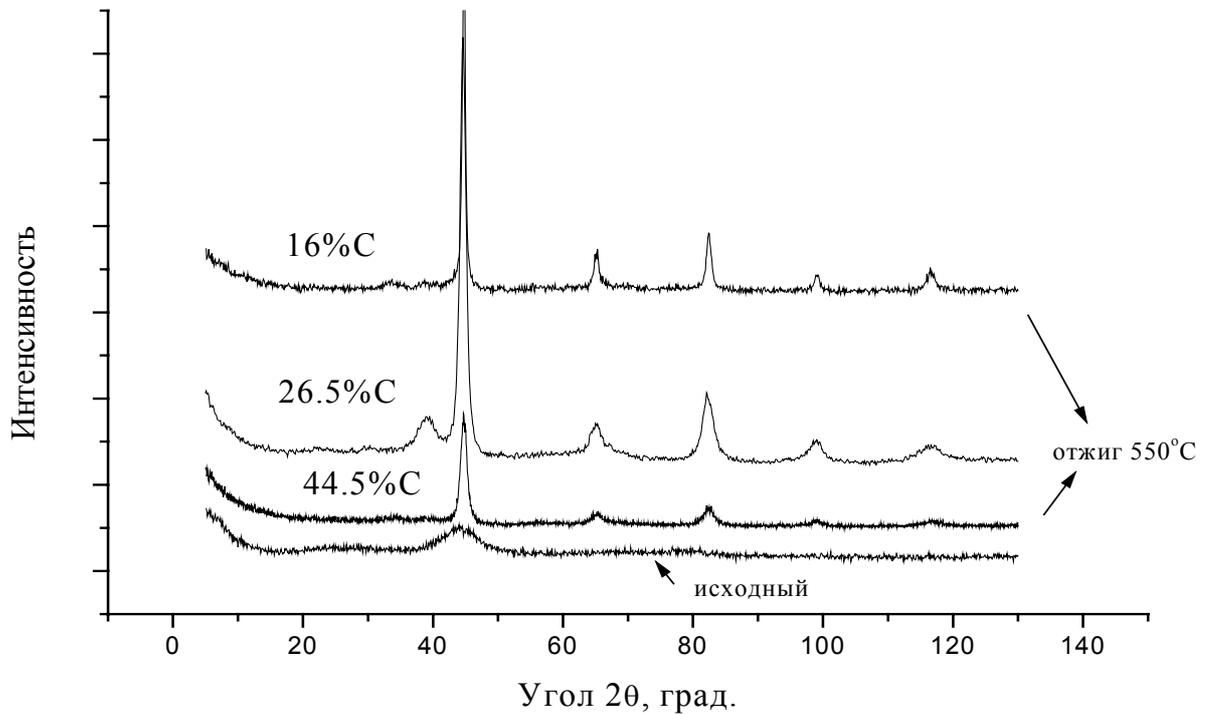


Рис.1. Сравнение дифрактограмм исходного и отожженных состояний для пленок с разным содержанием углерода.

Авторы благодарят к.т.н. Крикунова А.И. за напыление пленок, д.ф-м.н. Зубова В.Е. за помощь в измерении магнитных свойств.

Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант 04-03-32191а.

1. Банных О.А., Шефтель Е.Н., Зубов В.Е. и др. «Исследование структуры и магнитных свойств пленочных магнито-мягких сплавов Fe-Zr-N»//Новые магнитные материалы микроэлектроники.Сб.трудов 17 международной школы-семинара. Москва, 2000, с 146-150.

БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ СПЛАВЫ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ TiNi: СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ

Шеляков А.В.

*Московский инженерно-физический институт (Государственный университет),
Москва, Россия
alex@pico.mephi.ru*

В последнее время сплавы с эффектом памяти формы (ЭПФ) нашли эффективное применение в различных областях техники и промышленности, прежде всего, в атомной энергетике, приборостроении, космической технике, медицине и робототехнике. Следует отметить, что сама природа ЭПФ в сплавах предполагает их успешное применение в качестве термомеханических элементов. При этом для создания термочувствительных устройств существенное значение имеет повышение чувствительности и быстродействия термоэлементов, а миниатюризация устройств значительно расширяет область их применения в современном приборостроении. Одним из перспективных материалов для эффективного решения этой задачи является тонкая лента из быстрозакаленных сплавов на основе никелида титана (TiNi).

В настоящей работе сплавы на основе TiNi с содержанием легирующих элементов (Cu, Fe, Al, Zr, Hf) до 30 ат.% были получены быстрой закалкой из расплава (методами спиннингования расплава и планарного литья) при скоростях охлаждения $10^4 \div 10^6$ К/с. Параметры технологии были оптимизированы для получения непрерывной ленты толщиной 30-60 мкм. Структурные исследования проводились с помощью электронной микроскопии и рентгеноструктурного анализа. Кристаллическая структура исходной фазы была CsCl-типа (B2), которая при охлаждении превращалась в моноклинный (B19') или орторомбический (B19) мартенсит в зависимости от состава сплава. Интервалы мартенситного превращения определялись методами калориметрии и измерения температурной зависимости электросопротивления. Было получено, что температуры и ширина гистерезиса превращения изменялись в зависимости от содержания легирующих элементов в диапазоне 273÷673 К и 2÷60 К, соответственно. С помощью кривых напряжение–деформация при растяжении было установлено, что предел прочности составлял 500÷1000 МПа, напряжение псевдотекучести - 40÷80 МПа, максимальная деформация до разрушения - 7÷10%. Исследование характеристик ЭПФ при изгибе и растяжении показали, что обратимая деформация достигала 2.5÷4% при генерации напряжений 400÷600 МПа.

На основе быстрозакаленной ленты с ЭПФ в последние десять лет разработан широкий спектр термодатчиков, включая волоконно-оптические. Использование тонкой ленты позволяет получать следующие параметры датчиков: миниатюрные размеры (минимальный диаметр – 3,0 мм, высота – 8,3 мм, вес – 0,2 г), высокое быстродействие (0,1÷1 с), возможность варьирования температуры срабатывания – в диапазоне от 0°C до 200°C (при возможности достижения как области криогенных температур, так и области высоких температур до 300°C÷400°C), малую погрешность температуры срабатывания ($\pm 1 \div 5\%$), гарантированное число циклов срабатывания - 10^4 . Организовано серийное производство некоторых типов термореле и тепловых пожарных извещателей с температурой срабатывания 50°C÷80°C. Представлены конструкции и некоторые характеристики разработанных устройств.

ПРОЦЕССЫ ОКИСЛЕНИЯ И СЕГРЕГАЦИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Fe-Ni и Fe-Cr-Ni

Гильмутдинов Ф.З., Гончаров О.Ю., Паршуков Л.И.

НИТИ «Прогресс», ФТИ УрО РАН, г. Ижевск, Россия
ftt@uni.udm.ru

Методами рентгеноэлектронной спектроскопии, вторично-ионной масс-спектрометрии и термодинамического анализа исследованы закономерности формирования состава и структуры окалин, формирующихся на поверхности мартенситно-старяющей стали на основе Fe-Ni и жаропрочной хромоникелевой стали при высокотемпературной обработке на воздухе, а также их взаимосвязь с сегрегационными процессами, присутствующими для свободной поверхности металлических сплавов. Показано, что температурная зависимость поверхностных сегрегаций в исследуемых материалах носит многостадийный характер и взаимосвязана с изменениями структурно-фазового состояния в объеме сплава. При термообработке на воздухе процессы сегрегации и взаимодействия компонентов стали с окружающей средой являются взаимодополняющими факторами при формировании поверхностных слоев. Изучено влияние исходного состояния (закалка, старение) исследуемых сталей на формирование поверхностных слоев при термических воздействиях. Показана корреляция содержания азота и молибдена в высокотемпературных окалинах.

ОБРАЗОВАНИЕ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН ПРИ СВАРКЕ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА

Паршуков Л.И., Гильмутдинов Ф.З., Смирнов В.Н., Кропотин В.В.

НИТИ «Прогресс», ФТИ УрО РАН, г. Ижевск, Россия
ftt@uni.udm.ru

Жаропрочные хромоникелевые стали и сплавы нашли широкое применение при изготовлении конструкций, предназначенных для эксплуатации в экстремальных условиях воздействия высоких температур и механических нагрузок. Одной из технологических операций является сварка, выполняемая различными способами. В зависимости от условий сварки в швах наблюдается образование горячих трещин. В настоящей работе проведено исследование состава, структуры, температурного и напряженно-деформированного состояния сварного шва жаропрочной стали ХН45МВТЮБР, исследованы состав и микроструктура поверхности горячей трещины.

Для определения температурного поля в пластине решали уравнение теплопроводности в пластине при двигающемся поверхностном гауссовском источнике тепла с учетом потерь тепла за счет излучения по закону Стефана – Больцмана. При расчете напряженно-деформированного состояния в рамках структурно-аналитической теории прочности в математической модели были учтены следующие физические явления, которые происходят в материале при рассматриваемых воздействиях: дислокационная пластичность, генерация вакансий и межузельных атомов за счет температуры, пластической деформации, диффузия посредством движения точечных дефектов и т.д. Установлены закономерности эволюции напряжений и деформаций, а также диффузии легирующих элементов в сварном шве жаропрочной стали.

Установлено, что микроструктура сварных швов и их склонность к образованию горячих трещин зависит от режимов и способов сварки. Изучена роль процессов образования ликваций и сегрегаций на внутренних границах раздела в разрушении сварных швов, а также влияние на них внутренних напряжений и деформаций. Исследования состава поверхности трещин выявили ее значительное обогащение легирующими добавками, а также неконтролируемыми примесями, склонными в различных комбинациях к образованию легкоплавких соединений и хрупких фаз. Обсуждается роль окисления в процессе развития трещины.

ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРИВАЕМОСТИ ЦИРКОНИЯ В АТМОСФЕРЕ АРГОНА И УСЛОВИЯХ ВАКУУМА

Паршуков Л.И., Смирнов В.Н., Гильмутдинов Ф.З., Кропотин В.В.

НИТИ «Прогресс», ФТИ УрО РАН, г. Ижевск, Россия
ftt@uni.udm.ru

Исследовано тепловое состояние, изменение состава, структуры и механических свойств прессованного циркониевого брикета при создании электронно-лучевых швов в условиях вакуума и плазменных швов в защитной среде.

Решением задачи теплопроводности оценены максимальные температуры разогрева циркониевых брикетов в зависимости от их геометрических размеров и режимов локальных тепловых воздействий. По результатам модельных расчетов тепловых полей и оценки величины проплава материала были подобраны оптимальные режимы обработки циркония. Сравнение расчетных температур с реально измеренными в эксперименте показало удовлетворительное согласие.

Для оценки прочности сварных соединений выполнены металлофизические исследования исходного материала и сварных швов. Основой прессованных брикетов является пористая структура из наклепанных в результате сдавливания прессом зерен. Металл электронно-лучевого шва представляет равноосную дендритную структуру с микротвердостью, в 1,5 раза превышающей микротвердость металла-основы. Микротвердость плазменного сварного шва соответствует микротвердости электронно-лучевого шва. Сварной шов, выполненный плазмой, имеет хороший проплав без пустот на стабильную глубину.

Для улучшения структуры и повышения ударной вязкости используется вторичное электронно-лучевое оплавление по ранее сваренному шву и термоциклирование в интервале температур полиморфного превращения с целью измельчения зерна. Данное воздействие приводит к достижению равноосной зеренной структуры и исчезновению дендритной структуры. Испытаниями на изгиб оценены предельные усилия, вызывающие разрушение сварных швов.

Методами рентгеноэлектронной спектроскопии и вторично-ионной масс-спектрометрии исследован состав циркониевых брикетов в исходном состоянии и зон электронно-лучевого и плазменного оплавления. Показано, что электронно-лучевое оплавление исходного циркония в условиях вакуума 10^{-4} мм.рт. ст. не вызывает глубокого окисления объема расплавленной зоны и приводит к снижению концентрации исходных примесей. Использование плазменной сварки в сухой инертной среде, очищенной от примесей кислорода и паров воды, также обеспечивает защиту разогретого циркония от глубокого окисления. Последующий вакуумно-дуговой переплав приводит к максимальной очистке металла от примесей.

ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ДЕМПФИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Mn–Cu

Назарова Е.В., Маркова Г.В.

Тулский государственный университет, Тула, Россия
levin@physics.tsu.tula.ru

Сплавы системы Mn–Cu обладают уникальными свойствами: высокой демпфирующей способностью, эффектом памяти формы, сверхупругостью. Указанные свойства обусловлены термоупругим мартенситным превращением. Поскольку мартенситное превращение сопровождается магнитным переходом, представляет интерес исследование влияния магнитного поля на рассеяние энергии в сплаве.

Измерения проводились с помощью метода механической спектроскопии, позволяющего определить интервал мартенситного превращения и, следовательно, интервал максимального демпфирования. Измерение температурных зависимостей внутреннего трения и модуля упругости проводили в диапазоне температур 20-250 °С при постоянных значениях $\nu = 2,8$ °С/мин., $f = 2$ Гц, $\gamma = 2,5 \cdot 10^{-5}$, $H = 0,5 \cdot 10^4 \div 2 \cdot 10^4$ А/м.

В работе исследовали сплав Mn80–Cu17–Ni3. Внутреннее трение, обусловленное магнитными механизмами рассеяния энергии, выделяли из общего, измерив его сначала в отсутствие магнитного поля, а затем при наличии поля различной напряженности.

Полученные результаты показывают, что наложение магнитного поля не влияет на характер кривой и параметры максимума внутреннего трения, а также на упругие константы при обратном мартенситном превращении. При прямом же мартенситном превращении в присутствии магнитного поля в поведение упругих и неупругих характеристик отмечается ряд особенностей: максимум внутреннего трения более широкий, а значит, рассеяние энергии происходит в более широком интервале температур. Уширение максимума наблюдается только в сторону более высоких температур. Это говорит о том, что данный сплав при наложении магнитного поля может работать как демпфирующий при более высоких температурах.

С увеличением напряженности магнитного поля температура начала проявления диссипативных свойств повышается.

АМОРФНЫЕ И АМОРФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ, ИНДУЦИРОВАННЫЕ ИОННЫМ ОБЛУЧЕНИЕМ

Хмелевская В.С., Крапошин В.С.*, Малынкин В.Г., Антошина И.А.

Обнинский государственный технический университет атомной энергетики, Обнинск,

**Московское высшее техническое училище им. Н.Э.Баумана*

khamel@iate.obninsk.ru

Исследовались состояния аморфных сплавов на основе железа ($Fe_{67}Cr_{18}B_{15}$) и кобальта ($Co_{84}Fe_{5,6}Si_{8,5}B_{2,2}$ - КСР; $CoFe_{4,3}Si_{7,2}Cr_4B_{2,5}$ - КХСР; $Co_{86}Fe_{3,6}Si_{2,7}Mn_{3,5}B_{3,5}$ – КГСР), полученные закалкой из жидкого состояния. Ленты в исходном аморфном состоянии, толщиной 30- 50 микрон, облучались в ускорителе ионами аргона с энергией 30-50 кэВ до доз $(0,5-1,5) \cdot 10^{18}$ ион/см² при различных температурах мишени (20-

600⁰С). Согласно данным рентгеновской дифракции, начиная с некоторой температуры облучения, происходила кристаллизация сплавов. Для сравнения те же сплавы подвергали отжигу в вакууме при температурах 20-700⁰С в течение 1 часа. Установлено, что при радиационно-индуцированной кристаллизации ее начало сдвигается на 200-300⁰С в область более низких температур по сравнению с кристаллизацией при термической активации. Такая величина сдвига приводит к мысли, что облучение не просто интенсифицирует распад стеклообразного состояния, а изменяет схему фазообразования, например, через образование атомных кластеров с участием радиационных дефектов.

При кристаллизации происходило сильное упрочнение, причем это упрочнение регистрировали в аморфно-кристаллическом состоянии, при температурах облучения, превышающих температуру начала кристаллизации. В сплавах на основе железа при кристаллизации наблюдали существенные изменения в электронной подсистеме (методом измерения температурной зависимости термоЭДС). В сплавах на основе кобальта при радиационно-индуцированной кристаллизации обнаружено, что фазовые превращения существенно зависят от состава сплава: в базовом сплаве (КСР) кристаллизация начинается с образования кристаллических зародышей боридов кобальта, в то время как в двух других сплавах, с добавлением хрома и марганца (КХСР и КГСР), вначале из аморфной матрицы начинают выделяться кристаллические зародыши твердого раствора кобальта, что может быть связано с перераспределением бора в присутствии хрома и марганца.

АНАЛИЗ ТЕМПЕРАТУРНОГО СПЕКТРА ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В ОБЛАСТИ ТЕМПЕРАТУР МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Маркова Г.В.

Тульский государственный университет, Тула, Россия
markova@uic.tula.ru

Развитие мартенситного превращения сопровождается появлением специфических эффектов на температурных зависимостях упругих и неупругих свойств. На основе большого объема собственных экспериментальных данных и анализа литературы предложен алгоритм изучения характера и параметров мартенситных превращений с помощью методов механической спектроскопии. Алгоритм включает в себя анализ температурных зависимостей внутреннего трения (ВТ) и упругих констант в области температур мартенситного превращения и влияющих на них факторов. Показано, что мартенситный максимум ВТ является аддитивным. Изменение внешних параметров (частоты, амплитуды напряжений, скорости изменения температуры) позволяет выделить компоненты ВТ, обусловленные разной природой: перемещением межфазных границ «аустенит-мартенсит» и напряжениями, возникающими непосредственно в ходе превращения.

Алгоритм использован при исследовании особенностей термоупругого мартенситного превращения в сплавах систем Ni–Al, Mn–Ni, Mn–Cu.

MECHANICAL PROPERTIES OF GRAIN BOUNDARIES AND TRIPLE JUNCTIONS IN ZINC

Sursaeva V.G.

Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Science, Chernogolovka, Russia
sursaeva@issp.ac.ru

Interfaces exert profound effects on the mechanical properties of bicrystals and polycrystals. These effects appear in a wide variety of forms and stem from a wide range of sources. Temperature plays a decisive role in determining many of the mechanical properties of grain boundaries and triple junctions. It has been recognized by many investigators that thermal expansion anisotropy is a potential source of microfracture during thermal excursions [1-4]. The incidence of microfracture in specific systems has been shown to depend on the scale of the microstructure [3] (the grain size, shape and misorientation in single phase materials).

The material selected for study was a hexagonal zinc, where there is differential expansion between the a- and c-axes, stresses and strains are set up around grain boundaries

The stresses and strains around boundaries and triple junctions can :

1. Drive the grain boundary and triple junction .
2. Change the grain boundary and triple junction structure.
3. Create the conditions for strain induced recrystallization

The results in the paper represents three original experiments.

1. Motion of the individual planar grain boundary.
2. Motion of the same triple junctions in the opposite directions.
3. Grain growth in the polycrystal strips with fine grain size.

The motion of grain boundaries, triple junctions and grain growth under the influence of internal mechanical stresses is the main subject of this paper.

Experimental results shows the strong effect of the stresses and strains from thermal expansion anisotropy on kinetic properties of grain boundaries and triple junctions in zinc. The influence of anisotropy is the one of the main reasons of strain induced recrystallization in zinc.

1. F.J.P.Clarke: Acta metall Vol.12 (1964),p.139
2. J.A.Kuszyk and R.C.Bradt: J.Am.ceram.Soc.Vol. 56 (1973),p.420
3. Y.Matsuo and H.Sasaki: J.Am.ceram.Soc. Vol.49 (1966),p.229
4. R.W.Davidge and G.Tappin: J.Mater.Sci. Vol .3 (1968),p.297

The author expresses their gratitude to the Russian Foundation for Fundamental Research under contract N 03-02-04000.

МОДЕЛЬ НАКОПЛЕНИЯ ОБРАТИМЫХ И НЕОБРАТИМЫХ ДЕФЕКТОВ ЗА СЧЕТ СДВИГА НА ОДНОЙ ПЛОСКОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ

Волков А.Е.

Санкт-Петербургский Государственный Университет, Санкт-Петербург, Россия
smel@math.spbu.ru

Предложена модель для описания роста плотности деформационных дефектов при сдвиге в фиксированном направлении в случае изотропного скольжения на плоскости сдвига. Предполагается, что все деформационные дефекты можно разделить на две категории: дефекты, обратимые и необратимые деформацией. Первые можно соотнести с дислокационными петлями, образующимися и расширяющимися (сужающимися) при развитии деформации, вторые – с неспособными к консервативному движению дислокационными конфигурациями, образующимися при двойном поперечном скольжении дислокаций, огибании ими препятствий и при их неполной аннигиляции. Уменьшение суммарной мощности дефектов первого сорта происходит вследствие пластической деформации другого знака или при их выходе на поверхность кристалла, а дефектов второго сорта — только за счет их переползания при участии термоактивированных (диффузионных) процессов. Выполнено моделирование роста плотности дефектов, относящихся к одной плоскости скольжения, для деформирования по различным траекториям, включая однонаправленную и циклическую деформацию, а также деформирование со сменой направления. Показано, что предложенная модель, несмотря на то, что она опирается на сильно упрощенные представления о процессах эволюции дефектов дислокационного типа, позволяет качественно верно оценить скорость изменения их плотности при одностороннем и циклическом деформировании.

Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект 04-01-00406), программы поддержки научных школ НШ-2288-2003.1 и ФЦП Минпромнауки N 40.010.1 1.1195.

ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СЛОЖНЫХ ФОСФАТАХ ПОЛИВАЛЕНТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Стенина И.А. *, Кислицын М.Н. **, Хайле С. ***, Ребров А.И. ***, Ярославцев А.Б. *,

* *Институт общей и неорганической химии РАН им. Н.С. Курнакова, Москва,*

***Калифорнийский технологический университет,*

*** *Институт нефтехимического синтеза РАН им. А.В. Топчиева, Москва*

yaroslav@rfbr.ru

Сложные фосфаты поливалентных элементов, включающие катионы поливалентных элементов и ионы щелочных металлов или водорода широко исследуются и находят применение в качестве твердых электролитов и ионообменных материалов. Это определяется высокой катионной подвижностью в каналах и в межслоевом пространстве

подобных веществ. Наиболее известными среди них являются соединения со структурой типа НАСИКОН ($M^I_x \text{Э}_2(\text{PO}_4)_3$) и слоистые фосфаты состава $M^I_x \text{Э}(\text{PO}_4)_2$, где M^I – катион щелочного металла или ион водорода, Э – трех-, четырех- или пятивалентный элемент. Продукты частичного замещения циркония на скандий или ниобий высокопроводящей модификации $\text{LiZr}_2(\text{PO}_4)_3$ состава $\text{Li}_{1+x}\text{Zr}_{2-x}\text{Sc}_x(\text{PO}_4)_3$ и $\text{Li}_{1-x}\text{Zr}_{2-x}\text{Nb}_x(\text{PO}_4)_3$ ($x = 0.02, 0.1, 0.2$) при комнатной температуре характеризуется постепенным переходом от триклинной к ромбоэдрической модификации с высокой разупорядоченностью литиевой подрешетки. Анализ фазового состава проводили с использованием спектроскопии ЯМР на ядрах ^7Li и ^{31}P . Первый из них позволяет получать лишь качественную информацию, а второй дает возможность количественно охарактеризовать соотношение фаз для различных составов и температур, которое хорошо согласуется с данными рентгенофазового анализа. Соотношение фаз для различных составов и температур, рассчитанное на основании данных ЯМР, хорошо согласуется с результатами рентгенофазового анализа. Показано, что катионная разупорядоченность в $\text{LiZr}_2(\text{PO}_4)_3$ стимулируется как образованием катионных вакансий, так и междоузлий. При этом катионные вакансии отличаются более высокой подвижностью.

Методами ЯМР ^1H и ^7Li широких линий зафиксировано протекание фазового перехода типа порядок-беспорядок в продуктах ионного обмена на кислотом фосфате циркония $\text{Li}_x\text{H}_{1-x}\text{Zr}(\text{PO}_4)_2 \cdot n\text{H}_2\text{O}$. Показано, что увеличение степени замещения протонов приводит как к значительному понижению доли подвижных ионов лития при некоторой фиксированной температуре, так и к росту подвижности ионов в данной фракции. Энергия активации перехода ионов лития в подвижное состояние низка и составляет 8.5 – 9 кДж/моль.

Протекание фазовых переходов в исследуемых соединениях несколько нетипично для фазовых переходов первого или второго рода. Основное отличие заключается в том, что две фазы – низко- и высокотемпературная – сосуществуют в достаточно широком интервале температур. Они относятся к так называемым «размытым» фазовым переходам, которые для ряда составов протекают в интервале температур не менее 100 К.

Предложено объяснение этому нетривиальному явлению. Основной его причиной является повышенная подвижностью катионов, расположенных у поверхности формирующих их частиц, в связи протеканием сорбционных явлений на границе раздела твердое тело – газ. Увеличение температуры способствует переходу в подвижное состояние следующих слоев с формированием своеобразной доменной структуры, в которой низкотемпературная фаза расположена в объеме частиц, а высокотемпературная – вблизи их поверхности. Повышение температуры приводит к постепенному продвижению границы раздела фаз вглубь зерна. Подобная ситуация может быть типичной для протекания фазовых переходов типа порядок-беспорядок в целом ряде наноматериалов, характеризующихся высокой ионной подвижностью. Так, например, известно, что наночастицы некоторых веществ существуют в виде метастабильных при данной температуре высокотемпературных модификаций.

СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Чувильдеев В.Н.¹⁾, Грязнов М.Ю.¹⁾, Копылов В.И.²⁾, Сысоев А.Н.¹⁾

¹⁾ Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета, Н.Новгород, Россия

²⁾ Физико-технический институт Национальной академии наук Беларуси
Минск, Беларусь

Проведены исследования сверхпластичности и зернограничного внутреннего трения в микрокристаллических (МК) магниевых сплавах, полученных по технологии равноканального углового прессования (РКУ-прессования).

Объекты исследования: магниевые сплавы систем Mg–Zn–Zr и Mg–Al–Zn (ZK60, MA2-1 и AZ91). В МК состоянии после многоциклового равноканального углового прессования образец представляет собой поликристалл со средним размером зерна менее 1 мкм.

Испытания на сверхпластичность (СП) проводились в режиме растяжения с постоянной скоростью движения захватов с начальной скоростью деформации от 10^{-4} до $3 \times 10^{-1} \text{ с}^{-1}$ в диапазоне температур 20 – 430 °С. Для измерения внутреннего трения в работе использовалась установка – обратный крутильный маятник (герцовый диапазон частот).

Исследования показали, что зависимость величины удлинения до разрыва от температуры деформации имеет немонотонный характер. В сплаве MA14 величина удлинения до разрыва при скорости деформации $3 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$ возрастает от 170 до 810 % по мере повышения температуры испытаний от 150 до 260 °С и резко снижается до 170 % при температуре испытания 280 °С. Аналогичное поведение наблюдается в сплавах AZ91 и MA2-1. Исследованные МК магниевые сплавы в области низкотемпературной сверхпластичности (200 ÷ 300 °С) обнаруживают пластичность, в два раза более высокую, чем их аналоги.

Исследованы температурные зависимости относительной величины удлинения до разрыва и зернограничного внутреннего трения. Поведение величины удлинения до разрыва и величины внутреннего трения в МК магниевых сплавах существенно отличается от поведения этих величин в аналогичных крупнокристаллических сплавах. Показано, что на температурных зависимостях наблюдается максимум в диапазоне 250 – 350 °С – температурный интервал оптимальной СП деформации. Обнаружена хорошая корреляция положения максимума на температурной зависимости удлинения до разрыва при СП деформации и пика внутреннего трения на температурном спектре для всех исследуемых МК магниевых сплавов.

Показано, что метод внутреннего трения является весьма эффективным для определения оптимальных режимов сверхпластической деформации микрокристаллических сплавов.

Предложены модели СП деформации и зернограничного внутреннего трения, позволяющие объяснить наблюдаемые в МК магниевых сплавах особенности поведения температурных зависимостей пластических и диссипативных свойств.

МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ РЕСТАВРАЦИИ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИСТОРИЧЕСКИХ ОРГАНОВ

Страумал Б.Б.^{1,4,5}, Фризель М.², Йокота М.³, Бергстен К.-Й.³, Баретцки Б.⁴, Астахов М.В.⁵

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

straumal@issp.ac.ru

² *Технологический университет им. Чалмерса, Гетеборг, Швеция,*

friesel@fy.chalmers.se

³ *Университет Гетеборга, Центр органного искусства, Гетеборг, Швеция,*

yokota.munetaka@musik.gu.se, carl.johan.bergsten@musik.gu.se

⁴ *Институт металловедения об-ва им. Макса Планка, Штутгарт, Германия*

baretzky@mf.mpg.de

⁵ *Московский Государственный Институт Стали и Сплавов, Москва*

astahov@misis.ru

Исполнение органной музыки, написанной в Средние века и эпоху Барокко, на исторических инструментах тех эпох становится все более популярным. Поскольку технология изготовления органов резко изменилась во время первой индустриализации (в конце XXVIII – начале XIX вв.), то звучание всех более новых органов резко отличается от старых (примерно как звучание рояля и клавесина). К сожалению, число исторических органов ограничено, и звучание сохранившихся экземпляров можно услышать только в церквях и соборах Западной и Центральной Европы. Однако, изготовление новых органов для рынков в Восточной Европе, Америке и Азии (как и реставрация старых органов) сталкивается с проблемой изготовления современными способами мате-



риалов для органных труб, свойства которых идентичны или близки к старым.

В работе описываются результаты исследования микроструктуры и свойств материалов для изготовления органных труб, идентичных историческим (в основном – сплавов олово-свинец). Описываются разработанные методы литья и последующей механической обработки, позволившие построить в Гетеборге в церкви Оргрите Ниа Кирка орган, воспроизводящий архитектуру и акустические параметры органов, построенных органом мастером Арпом Шнитгером в соборе Любека и церкви св. Якова в Гамбурге. Обсуждаются подходы и методы последующей работы по воссозданию не только сплавов олово-свинец для органных (безязычковых) труб, не имеющих подвижных элементов, но и сплавов медь-цинк для воссоздания материалов для колеблющихся язычков органных язычковых труб.

Авторы благодарят за финансовую поддержку программу научных обменов НАТО (проект PST.CLG.979375), программу ИИТАС (проект 03-51-3779), программу CRAFT Европейской комиссии (проект TRUESOUND) и Миннауки и образования ФРГ и РФ (проект RUS 04/014).

ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ДИФРАКЦИОННОЙ КАРТИНЫ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ

Кононогов С.А., Кодесс Б.Н

ВНИИ метрологической службы, Москва, Россия
bnkodess-vm@vniims.ru

В большинстве интерметаллических соединений пластическая деформация затруднена, так как они, как правило, являются хрупкими объектами. В результате, дифракционные эффекты, возникающие при накоплении дефектов, в интерметаллидах невелики и требуют повышенной точности измерений. Получение достоверных результатов возможно только при использовании соответствующих стандартных образцов. В данной работе представлены результаты исследования силицида ванадия после различных уровней возмущающих (нарушающих идеальность кристаллической решетки) воздействий.

Измерение полной дифракционной картины в диапазоне углов от 7 до 160° проведено на установке ДРОН-4 с отфильтрованным β - излучением и щелями Соллера, обеспечивающими вертикальную расходимость не более 2,5°. Шаг сканирования варьировался от 0,01° для малоугловых пиков, до 0,02-0,04° (в случае сильного уширения линий) в наиболее высокоугловой области. Калибровка осуществлялась на основе стандартных образцов, СО, для дифракционных измерений, включая ГСО (Государственный стандартный образец) – параметр кристаллической решётки и отношение интегральных интенсивностей, разработанных и выпускаемых во ВНИИ метрологической службы. Для учёта инструментальных вкладов в уширение были использованы СО формы линий гексаборида лантана (LaB₆), разработанные во ВНИИМС и NIST (США), а также мелкодисперсные образцы диспергированного высокосовершенного и чистого кремния с параметром кристаллической решётки 0,543102 нм, который ранее прошёл сличение в США, Германии, Италии и Японии.

По результатам измерений и обработки индивидуальных профилей (по программе «Profan» из комплекса структурных программ «CSD») были построены угловые зависимости ширины Брэгговских пиков (на полувысоте каждого пика) для исходного образца и после различного уровня ударного нагружения.

Наблюдалось заметное уширение для высокоугловых пиков, связанное с появлением микронапряжений после обработки. Величина уширения росла вместе с увеличением числа циклов ударного нагружения. Небольшое уширение Брэгговских пиков, найденное также в области малых значений угловых позиций пиков, отражает уменьшение величины областей когерентного рассеивания (ОКР) после обработки. На этих же интерметаллидах наблюдалось аналогичное, ещё более значительное уширение дифракционных пиков после быстрой закалки силицида из жидкого состояния (около 2000 град). При этом поля напряжений и соответствующее уширение брегговских пиков возникали за счёт возникновения и конкуренции двух-трёх фаз с близкими, но существенно различными величинами параметра кристаллической решётки. В результате появлялась возможность осуществления пластической деформации (в результате фазового наклепа), которая приводила к тому, что ширина высокоугловых линий значительно превышала наблюдаемую при ударном нагружении.

ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ Fe–Si

Алешин Д.Н.¹⁾, Глезер А.М.²⁾, Громов В.Е.¹⁾, Коновалов С.В.¹⁾

¹⁾ Сибирский Государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

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

gromov@physics.sibsiu.ru

В настоящее время низкая пластичность сплавов Fe–Si, содержащих более 4 % Si, сдерживает более широкое применение этих сплавов, обладающих уникальными магнитными свойствами. Пластичность сплавов Fe–Si при холодной пластической деформации определяется не только химическим составом, но и рядом структурных параметров, зависящих от их предварительной обработки. Особое внимание эти факторы приобретают в критической области концентраций (около 4,0 % Si), где происходит резкое охрупчивание железокремнистых сплавов, связанное с протеканием процессов атомного упорядочения [1]. В соответствии с вышеуказанным представляется актуальным проведение исследований, направленных на установление факторов, определяющих пластичность сплавов Fe–Si.

В настоящей работе выполнен анализ влияния ряда технологических параметров (модифицирование, содержание примесей, температура и степень деформации при горячей прокатке и скорость последующего охлаждения) на технологическую пластичность сплавов железа с повышенным (более 3,5 %) содержанием кремния.

Эксперименты с горячей прокаткой проводились в условиях Верх-Исетского металлургического завода. Ковка слитков проводилась при 1100⁰ на сутунку 30x70x200 мм. Высокотемпературная деформация осуществлялась прокаткой за четыре прохода. Температура перед последним проходом фиксировалась фотоэлектрическим методом. Образцы, изготовленные из полос, подвергались отпуску для снятия закалочных напряжений и далее механическим испытаниям на растяжение при комнатной температуре с определением предела текучести σ_T и относительного удлинения δ .

Методом факторного анализа с составлением дробного факторного плана по пяти факторам вида 2^{5-1} с использованием в качестве варьируемых факторов содержания кремния в сплаве от 3,5 до 4,5 %; содержания примесей (от 0,013% С и 0,001% S до 0,024% С и 0,004% S); температуры последнего прохода при горячей прокатке (от 700 до 900⁰С); степени обжатия за последний проход (от 10 до 30 %) и скорости охлаждения после горячей прокатки (от закалки в воду до охлаждения на воздухе) получены уравнения регрессии, анализ которых дает исчерпывающую информацию о влиянии ряда параметров на пластичность при комнатной температуре, а также на важные структурные параметры изученных сплавов.

Из анализа полученных уравнений следует, что существует сильная зависимость пластичности при комнатной температуре от содержания кремния и незначительная зависимость от метода выплавки и состава шихты, а также от температуры конца горячей прокатки. Установленное существенное снижение пластичности по мере возрастания содержания кремния обусловлено, очевидно, целым рядом физических причин (в основном, атомным упорядочением). Показано, что снижение содержания примесей (С и S) и использование более чистых шихтовых материалов и выплавка в защитной среде приводят к некоторому повышению пластичности.

1. А.М.Глезер, Б.В.Молотилов. Упорядочение и деформация сплавов железа. М.: Металлургия. 1984.

FACETING OF $\Sigma 3$ GRAIN BOUNDARIES IN CU: THREE-DIMENSIONAL WULFF DIAGRAMS

Kucherinenko Ya. ¹, Protasova S. ², Straumal B. ²

¹ *Geological faculty, Lomonosov State University, Vorobjovy gory, 119992 Moscow*
kuch@geol.msu.ru

² *Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka*
straumal@issp.ac.ru

The faceting of cylindric tilt grain boundary in Cu bicrystal containing full spectrum of inclinations has been studied at 0.95 of melting temperature T_m . Both grains form the superlattice called coincidence site lattice (CSL) with $\Sigma=3$. The (100)_{CSL} facet and non-CSL $82^\circ 9R$ facet are observed. The ratio between GB energy σ_{GB} and surface energy σ_{sur} was measured by atomic force microscopy using the GB thermal groove method. The influence of misorientation deviation $\Delta\theta = |\theta - \theta_\Sigma|$ from coincidence misorientation θ_Σ has been studied. The 3-dimensional Wulff-Herring diagrams were constructed using measured $\sigma_{GB} / \sigma_{sur}$ values. They reveal that only (100)_{CSL} and $9R$ facets correspond to the energy minimum at low $\Delta\theta$. No rough edges between (100)_{CSL} and $9R$ facets were observed. It means that T_m is lower than the roughening temperature for these facets in Cu. By increase of $\Delta\theta$ the energy of (100)_{CSL} facet increases.

The financial support of Russian Foundation for Basic Research, German Federal Ministry for Education and Research, Deutsche Forschungsgemeinschaft, NATO and INTAS is acknowledged.

ABNORMAL GRAIN GROWTH IN NANOCRYSTALLINE NICKEL: FACETING AND ROUGHENING OF $\Sigma 3$ TWIN GRAIN BOUNDARIES

Straumal B. ¹, Protasova S. ¹, Tsurekawa S. ², Watanabe T. ²

¹ *Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences, Chernogolovka*
straumal@issp.ac.ru

² *Laboratory of Materials Design and Interface Engineering, Department of Machine Intelligence and Systems Engineering, Tohoku University, Sendai, Japan*
tsekawa@mdie.mech.tohoku.ac.jp, watanabe@mdie.mech.tohoku.ac.jp

The low- Σ grain boundaries (GBs), Σ being the inverse density of coincidence sites in the coincidence sites lattice (CSL), and their faceting play a very important role in the GB engineering. Particularly, it has been observed that the number of faceted GBs decrease with increasing temperature in various materials like alumina, stainless steel, silver and nickel-based superalloys. The presence of GB faceting correlates in these materials with the phenomenon of abnormal grain growth. Above certain temperature the faceted GBs are absent and the abnormal grain growth does not appear [1]. The influence of the GB faceting is not occasional, since only so-called special GBs with misorientation angle θ close to the coincidence misorientation θ_Σ can facet. Special GBs exist in certain areas of θ and temperature. Particularly, the maximal temperature where GBs possess their special structure and proper-

ties decreases with increasing Σ [2]. It means that with decreasing temperature the number of special GBs increases, and the total angular interval for GBs able to facet increases as well. On the other hand, it has been observed that in certain materials the number of low- Σ GBs is surprisingly high [3]. Nanocrystalline nickel sheets of 99.9% purity were fabricated by the electrodeposition technique described in US Patent Nos. 5,352,266 and 5,433,797. After annealing below the Curie temperature of nickel (630 K) under a vacuum of 5×10^{-3} Pa with a magnetic field of 1.2 MA/m (15 kOe) and without magnetic field the transition from normal to abnormal grain growth occurs. In the abnormal grains the high fraction of twin $\Sigma 3$ GBs occur. In order to clarify the influence of temperature and stacking fault energy on faceting of $\Sigma 3$ GBs, the equilibrium shape of circular $\Sigma 3$ GBs has been studied both in metals with fcc and bcc lattice. In Cu of twin $\Sigma 3$ GB remains faceted up to the melting temperature T_m . In other words, the roughening temperature T_R is higher than T_m for the $(100)_{\Sigma 3\text{CSL}}$ facet and the non-CSL $9R$ facet in Cu. Moreover, the facet ridges $(100)_{\Sigma 3\text{CSL}}/9R$ remain sharp up to T_m . With decreasing temperature new facets, less densely-packed by coincidence sites gradually appear. In case of Al, three different CSL facets are stable close to T_m . However, the facet ridges are not sharp, indicating that the T_m of Al is just slightly below T_R . In bcc metals the situation is different. In Mo only short segments of $(100)_{\Sigma 3\text{CSL}}$ facets were observed close to T_m forming smooth edges (no slope discontinuity) with rounded rough GB portions. Rough surface curves away from the plane of the $(100)_{\Sigma 3\text{CSL}}$ facet as x^β with $\beta = 1.7$. Therefore, GB roughening belongs to the Pokrovsky-Talapov universality class. The slope discontinuities between two rounded rough GB portions were also observed. This is the first experimental observation of the first-order rough-to-rough ridges predicted by the Davidson-den-Nijs model. In Nb close to T_m four different CSL facets $(100)_{\Sigma 3\text{CSL}}$, $\{110\}_{\Sigma 3\text{CSL}}$, $\{120\}_{\Sigma 3\text{CSL}}$ and $\{210\}_{\Sigma 3\text{CSL}}$ were observed simultaneously with rounded rough GB portions between them. β value is different for different facet edges [$\beta = 1.61 \pm 0.09$ at $(100)_{\Sigma 3\text{CSL}} / (-1,1,0)_{\Sigma 3\text{CSL}}$ and $\beta = 1.46 \pm 0.09$ at $(120)_{\Sigma 3\text{CSL}} / (-2,1,0)_{\Sigma 3\text{CSL}}$] depending on the details of the steps interaction at GBs.

- [1] Lee SB, Yoon DY, Henry MF, Acta Mater. 48 (2000) 3071
- [2] Straumal BB, Shvindlerman LS. Acta metall. 33 (1985) 1735
- [3] K. Harada, S. Tsurekawa, T. Watanabe, G. Palumbo Scripta Mater. 49 (2003) 367

The financial support of Russian Foundation for Basic Research and INTAS is acknowledged.

Именной указатель

Абросимова Г.Е.	30, 31, 95	Винокуров В.А.	182
Агиней Р.В.	88	Воленко А.П.	65
Азанова И.С.	52, 62	Волков А.Е.	210
Аксенов В.Б.	23	Волосевич П.Ю.	175
Алдохин Д.В.	170	Волынцев А.Б.	62
Алехин В.П.	158, 160	Воробьева А.Е.	26, 27
Алешин Д.Н.	215	Вьюненко Ю.Н.	194
Алиев Т.Т.	85, 88	Вяххи И.Э.	140, 193
Алпатов Д.М.	70	Гаврилюк В.Г.	156
Алымов М.И.	164	Гаврюшин С.С.	87
Альбертини Ф.	155	Гашевский В.А.	60
Амосова О.В.	136	Геттингер М.В.	112
Андреев В.А.	79	Гильмутдинов Ф. З.	57, 205, 206
Андреев В.А.	167	Гиляров В.Л.	82
Андреева В.Д.	129, 137	Гирсова Н.В.	180, 184
Андронов И.Н.	85-88	Глезер А.М.	12, 14, 144, 145, 163, 170, 215
Антошина И.А.	207	Головин Ю. И.	15, 117-121
Аржавитин В.М.	73	Голубок Д.С.	197
Аронин А.С.	30, 31, 95	Гончаров О.Ю.	205
Арутюнян Р.А.	44	Горбачев И.И.	28
Архангельская Е.А.	92	Гордиенко Ю.Г.	34, 106
Астахов М.В.	213	Грабовецкая Г.П.	179
Аушев А.А.	111	Гречихин Л.И.	45
Ачикасова В.С.	92	Гречишкин Р.М.	155
Аэро Э.Л.	24, 25	Григорьев А.Я.	76
Бадиян Е.Е.	77	Гринберг Б.А.	16, 17
Баретцки Б.	213	Громов В.Е.	12-14, 151-153, 215
Баскаков А.А.	5-8	Грязнов М. Ю.	212
Башлыков Д.В.	74	Гудошников С.А.	8
Баянкин В.Я.	57	Гундеров Д.В.	132, 135
Белозеров Е. В.	51	Данейко О.И.	83
Белоусов Н.Н.	107, 108	Даниленко В.Е.	154
Беляев В.В.	187	Даниленко В.Н.	184
Бергстен К.-Й.	213	Дегтярев В.Н.	49
Березина А.Л.	149	Дейч Д.Б.	189
Берлев А.Е.	99	Демаков С.Л.	178
Бессегини С.	155	Дергунова Е.А.	26
Бетехтин В.И.	136	Дехтяр А.И.	54
Бобоназаров Х.	39	Дмитриевский А.А.	15
Бобров О.П.	99	Добаткин С.В.	84, 95
Богданов Н.П.	85, 87	Довженко О.А.	65
Бокштейн Б.С.	20	Дорошенко Н.К.	12
Бондарев А.Б.	167	Дударев Е.Ф.	180
Босин М.Е.	105	Дунин-Барковский Л.Р.	6, 7
Боярчук К.В.	155	Дьяконов Д.Л.	147, 148
Братчиков А.Д.	183	Дьяконова Н.Б.	147, 148
Бречко Т.М.	66	Евтеев А.В.	188-190
Бродова И.Г.	74	Емалетдинов А.К.	123-127
Бунин И.Ж.	146	Ерошенко А.Ю.	183
Бурнышев И.Н.	103	Желтов М.А.	66-71
Бутягин А.А.	115	Жерновенкова Ю.В.	128
Бутягин П.Ю.	149	Жиляков Д.Г.	188
Валиев Р.З.	48, 132, 134, 135	Забудченко О.В.	179
Валиев Э.З.	131, 132	Зайкин Ю.А.	18, 19
Валуженич М.К.	97	Зайченко С.Г.	144, 145
Варюхин В.Н.	107, 108	Засимчук Е.Э.	34, 106
Васильев Л.С.	102-104	Засимчук И.К.	54, 55
Верховлюк А. М.	192	Затульский Г.З.	194
Веттегрень В.И.	82	Зельдович В.И.	40, 41
Викарчук А.А.	65		

Иванов К.В.	182	Коновалова Е.В.	197
Иванов М.А.	16	Кононогов С.А.	214
Иванов М.Б.	180, 183	Копылов В. И.	212
Иванов С.В.	80	Коренков В.В.	117
Иванов Ю.Ф.	152, 153	Корженевский А.Л.	24, 25
Иванова А.А.	92	Кортаев А. Д.	150
Иванова Т.А.	146	Коротицкий А.В.	139
Ивахин М.П.	152	Короткевич С.В.	171
Иволгин В.И.	121	Коршак В.Ф.	71, 73
Иевлев В.М.	188, 191	Коршунов А.И.	111
Изотов А.Н.	133	Коршунов Л.Г.	89
Иконникова К.В.	157	Косилов А.Т.	188-190
Иконникова Л.Ф.	157	Косицина И.И.	38
Инкина Е.Н.	5	Коуров Н.И.	131, 135
Исаев Н.В.	9	Коханенко Д.В.	165
Йокота М.	213	Кочеткова Т.Н.	38
Кабанова И.Г.	51	Кравченко Т.Н.	111
Кадомцев А.Г.	136	Крапошин В.С.	207
Кадыров А.Л.	96	Красильников В.В.	10
Казаков А.А.	66, 67	Кривченко А.Л.	97
Казарина С.А.	186	Кропотин В.В.	205, 206
Калентьев С.А.	155	Крылов Н.А.	129
Калетина Ю.В.	22	Крючков С.В.	87
Калошкин С.Д.	93, 95, 128	Кудрицкий В.Г.	75
Камалов М.М.	197	Кузьбожев А.С.	88
Камышанченко Н.В.	10	Кузьменко И.Н.	9
Кандауров И.И.	85	Кукса М.П.	23, 37
Капуткина Л.М.	166	Кукушкин С.А.	100
Карбань О.В.	102	Кулак М.М.	172
Каримбаев Т.Д.	169	Куликов Е.В.	190
Каримов С.Н.	39, 96	Кулиш В.Г.	36
Карлов А.В.	183	Кунцевич Т.Э.	131
Карпинский Д.Н.	34	Куранова Н.Н.	135
Карькина Л.Е.	49, 50	Куцова В.З.	53
Кашин О.А.	180	Кучериненко Я.В.	116
Кашенко М.П.	58, 80	Лаврентьев Ф.Ф.	105
Квят О.В.	166	Лаптев С.Н.	99
Киреева И.В.	23, 37	Ларионов В.П.	92
Кириленко Ю.Н.	97	Лахненко В. Л.	192
Киселева Т.Ю.	197	Лебедкин М.А.	69-71
Кисель В.П.	59, 116, 196	Левин Д.М.	187
Кисель Н.С.	196	Легостаева Е.В.	183
Кислицын М.Н.	210	Лейкина О.С.	13, 153
Кичигин В.И.	52	Леонов А.А.	66, 67
Клубович В.В.	172	Леонов А.В.	91, 93, 162
Клыков О.И.	182	Леонова Е.А.	93
Ковалев А.В.	75	Лепов В.В.	92
Ковалева И.Н.	76	Лин Д.Г.	171
Ковалевская Т.А.	83	Литвинов Б.В.	40
Коваль Ю.Н.	177	Литовченко И.Ю.	150
Когтенкова О.А.	199	Ломаева С.Ф.	113
Кодесс Б.Н.	214	Лопес Г.	199
Козиев К.С.	96	Лубенец С.В.	133
Козлов Э.В.	43, 152, 168	Лыс В.Ф.	103
Козтаева У.П.	18	Лысенко О.В.	150
Коледов В.В.	155	Лясоцкий И.В.	147, 148
Колобов Ю.Р.	179-184	Макаров А.В.	89
Колотов А. А.	57	Макаров С.В.	165
Колупаева С.Н.	83, 98	Малафеева О.В.	26
Кольцов Р.Ю.	68-71	Малынкин В.Г.	197, 207
Кондратенко М.Д.	29	Маркова Г.В.	207, 208
Конева Н.А.	167	Матвеев Д.В.	31
Коновалов С.В.	12-14, 151, 152, 215	Матвеев Д.В.	95

Матвиенко Л.Ф.	54, 55	Попов В.Ф.	69
Матейченко П.В.	73	Попов Н.Н.	111
Матлахов А.Н.	193	Попова Е.Н.	26, 27
Матлахова Л.А.	193	Попов-Дюмин Д.Б.	185
Медведева Н.И.	50	Портной В.К.	94, 161, 162
Мельниченко А.С.	138	Прекул А.Ф.	46
Мерсон Д.Л.	201	Прокофьев Е.А.	135
Мионов С.Ю.	197	Прокошкин С.Д.	84, 139
Михайлов Е.А.	188	Прокошкина В.Г.	166
Мовчан А.А.	186	Протасова С.Г.	199
Моргунов Р.Б.	5-8	Пузанова Т.З.	51
Морозов А.Н.	35, 36	Пульнев С.А.	193
Муслов С.А.	128	Пурьгин Н.П.	40
Мыктыбеков Б.М.	169	Пуспешева С.И.	98
Мышляев М.М.	197	Пустовалов В.В.	9
Назарова Е.В.	207	Пушин В.Г.	131, 132, 134, 135
Найденкин Е.В.	184	Пушнин И.А.	15
Наймарк О.Б.	63	Пьен Й.С.	158
Неклюдов И.М.	35, 36	Раточка И.В.	182
Никифоренко В.Н.	105	Ребров А.И.	210
Николаев Р.К.	15, 133	Родионова Л.А.	26, 27
Никольшин П.А.	97	Романов Е.П.	26, 27
Новакова А.А.	197	Ростовцев Р.Н.	176
Новицкий В. Г.	192	Рубаник В.В.	172
Носко О.А.	53	Рыбин В.В.	17
Носкова Н.И.	195	Рыбченко О.Г.	95
Носковец А.А.	194	Савотченко С.Е.	10
Носова Г.И.	147, 148	Сагарадзе В.В.	51, 154
Нуруллаев Р.Л.	124	Сагдеев Р.З.	8
Ньюнт Со.	186	Садикова Г.Х.	48
Овсянников А.В.	23	Сайтова Л.Р.	48
Овчаренко В.И.	8	Саланов А.А.	11
Овчинников С.К.	86	Самолетов В.Г.	172
Орлов А.М.	5	Самсоник А.Л.	73
Осинская Ю.В.	78	Санников С.В.	34
Осипьян Ю.А.	5, 6, 8	Саркисов Ю.С.	157
Панкова М.Н.	110	Саркисян С.О.	90
Панцырный В.И.	27	Сахарова Н.А.	77
Панченко Е.Ю.	23	Светлов В.Н.	82
Парети Л.	155	Свиридова Т.А.	128
Паршуков Л.И.	205, 206	Семенов М.Е.	98
Паскуале М.	155	Семенова И.П.	48
Пашинская Е.Г.	107, 108	Семин А.П.	14
Пермякова И.Е.	101	Сергунин Д.А.	121
Петрунин В.А.	151	Сидоркин М.Ю.	111
Петрухин Д.А.	164	Сидоров Н.С.	133
Петухов И.В.	52	Скворцов А.А.	5, 11
Печеркина Н.Л.	51	Скворцов В.В.	68-71
Печина Е.А.	178	Скворцова Н.П.	21
Пинжин Ю. П.	150	Скленичка В.	136
Пинчук А.И.	62	Скомаровский В.С.	8
Пинчук В.Г.	171	Скорикова Н.А.	58, 80
Плескачевский Ю.М.	171	Скотникова М.А.	129
Плотников В.А.	165	Скрипняк В.А.	61
Плужникова Т.Н.	122	Скрипняк Е.Г.	61
Поверинова Г. В.	120	Скрябина Н.Е.	32, 33
Поздняков В.А.	163	Смирнов А.Н.	20
Покоев А.В.	78, 79	Смирнов В.Н.	205, 206
Полетаев Г.М.	29	Соловьева Ю.В.	112
Полянский А.М.	185	Солодова И.Л.	89
Полянский В.А.	185	Сонг Й.В.	158
Попов А.Г.	51	Спивак Л.В.	32, 33
Попов В.В.	26-28	Старенченко В.А.	42, 112

Старенченко С.В.	42, 43	Чащина В.Г.	58, 80
Старостенков М.Д.	29	Чемеркина М.В.	114, 122
Стенина И.А.	210	Чердынцев В.В.	128
Степанов Д.И.	79	Черняева Е.В.	201
Степанов Ю.Н.	164	Чиванов А.В.	122
Столяров В.В.	74, 135	Чикиряка А.В.	140
Страумал Б.Б.	198-200, 213	Чувильдеев В. Н.	212
Стрелецкий А.Н.	149, 162	Чуистов К.В.	149
Сударева С.В.	26, 27	Чуканов А.Н.	187
Сурикова Н.С.	150	Чумляков Ю.И.	23, 37
Сурсаева В.Г.	198, 209	Шаврей С.Д.	62
Счастливец В.М.	22, 89, 174	Шавров В.Г.	155
Сысоев А. Н.	212	Шалаева Е.В.	46
Сысоева Т.И.	111	Шалимова А.В.	202
Тайсин И.Ф.	52, 62	Шаповалов Ю.А.	71
Тамонов А.В.	139	Шаркеев Ю.П.	183
Татьянин Е.В.	84, 95	Шахназаров А.Ю.	141-143
Теплинский Ю.А.	85	Шахназаров К.Ю.	141-143
Ткаченко В.М.	107	Шахназаров Ю.В.	137
Томилин И.А.	128	Шашкина Г.А.	183
Тонкопряд А.Г.	77	Шевцов Д.И.	52, 62
Третьяков К.В.	94, 162	Шеляков А.В.	33, 204
Трубицына И.В.	84, 139	Шефтель Е.Н.	202
Тюменцев А.Н.	150	Шеховцов О.В.	77
Тюрин А.И.	118-120	Шибков А.А.	66-71
Тюрьков М.Н.	65	Шиков А.К.	26, 27
Тялин Ю.И.	114, 115, 122	Ширинкина И.Г.	74
Тялина В.А.	114, 115	Широкая Н.А.	19
Умаров М.	96	Шмурак С.З.	7
Усманова Г.Ш.	202	Штельмах С.В.	129
Ушаков И.В.	101	Шуклинов А.В.	68-71
Фадеева В.И.	91, 94	Шумилин С.Э.	9
Фарбер Б.Я.	117	Шуринов Р.В.	77
Федоров В.А.	101, 114, 115, 122	Щерецкий А. А.	192
Федоровский Г.Д.	109	Эгамов М.Х.	39
Федотова Н.Л.	145	Эстрин Э.И.	158
Фирюлин Д.В.	69, 70	Юленков Д.С.	155
Фокин С.В.	8	Юрченко Л.И.	135
Фокина Е.А.	22	Юсупов Д.Е.	136
Фоменко В.С.	9	Яковлева И.Л.	49, 50
Фоменко Л.С.	133	Ярославцев А.Б.	210
Фризель М.	213	Яшников В.П.	56
Фрушар Д.	32		
Хайле С.	210		
Хамидуллин И.Н.	125, 127		
Хлебников В.В.	118, 119	Brailovski V.	139
Хлебникова Ю.В.	49	Dias F.R.M.	193
Хлебова Н.Е.	27	Fruchart D.	33
Хлусов И.А.	183	Fujiwara M.	6
Хмельевская В.С.	197, 207	Huang W.	140
Хмельевская И.Ю.	84, 139	Hussainova I.	81
Холодова Н.Б.	29	Kommel L.	47, 81
Хомская И. В.	40	López G.A.	199
Хоник В.А.	99, 100	Rodriguez R.J.S.	193
Хрущева А.С.	198, 199	Tanimoto Y.	6, 8
Хусаинов М.А.	167	Tsurekawa S.	216-217
Целлермаер В.Я.	151	Turenne S.	139
Чантурия В.А.	146	Watanabe T.	216-217
Чах К.	99	Wheeler J.	56

Содержание

Стр.

Осипьян Ю.А., Моргунов Р.Б., Баскаков А.А., Орлов А.М., Скворцов А.А., Инкина Е.Н. (Москва, Ульяновск) ЭЛЕКТРОННЫЙ СПИНОВЫЙ РЕЗОНАНС, ВЫЗЫВАЮЩИЙ УПРОЧНЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ.	5
Осипьян Ю.А., Моргунов Р.Б., Баскаков А.А., Дунин-Барковский Л.Р., Tanimoto Y., Fujiwara M. (Черноголовка, Okazaki/Japan) МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ В СВЕРХСИЛЬНОМ ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ.	6
Баскаков А.А., Дунин-Барковский Л.Р., Моргунов Р.Б., Шмурак С.З. (Черноголовка) РАДИО- И ОПТИЧЕСКАЯ СПЕКТРОСКОПИЯ МАГНИТОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА.	7
Baskakov A.A., Fokin S.V., Gudoshnikov S.A., Morgunov R.B., Ossipyan Yu.A., Ovcharenko V.I., Sagdeev R.Z., Skomarovskii V.S., Tanimoto Y. (Черноголовка, Троицк, Новосибирск, Okazaki/Japan) IMPRINTING MAGNETIC MEMORY CELLS IN MOLECULAR BASED NiL ₂ (C ₂ H ₅ OH) ₂ CRYSTALS.	8-9
Пустовалов В.В., Кузьменко И.Н., Исаев Н.В., Фоменко В.С., Шумилин С.Э. (Харьков/Украина) ДЕФОРМАЦИОННОЕ УПРОЧНЕНИЕ В СВЕРХПРОВОДЯЩЕМ СОСТОЯНИИ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.	9
Камышанченко Н.В., Красильников В.В., Савотченко С.Е. (Белгород) О ФОРМИРОВАНИИ ПРОСТРАНСТВЕННО-ПЕРИОДИЧЕСКИХ ДИСЛОКАЦИОННЫХ СТРУКТУР.	10
Скворцов А.А., Саланов А.А. (Ульяновск) РОЛЬ ТЕМПЕРАТУРНЫХ ГРАДИЕНТОВ ПРИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННОМ ДВИЖЕНИИ РАСПЛАВЛЕННЫХ ВКЛЮЧЕНИЙ Ag-Te В ТЕЛЛУРЕ.	11
Громов В.Е., Глезер А.М., Коновалов С.В., Дорошенко Н.К. (Новокузнецк, Москва) ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ПРИ РАВНОКАНАЛЬНОМ УГЛОВОМ ПРЕССОВАНИИ.	12
Лейкина О.С., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокузнецк) РОЛЬ ε-МАРТЕНСИТА В ИЗМЕНЕНИИ УСТАЛОСТНОЙ ПРОЧНОСТИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ ТОКОВОМ ВОЗДЕЙСТВИИ.	13
Семин А.П., Глезер А.М., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокузнецк, Москва) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ АЛЮМИНИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ.	14
Головин Ю.И., Дмитриевский А.А., Николаев Р.К., Пушкин И.А. (Тамбов) ЗАВИСИМОСТЬ ЗНАКА МАЛОДОЗОВОГО РАДИАЦИОННО-ПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В ФУЛЛЕРИТЕ C ₆₀ ОТ ФАЗОВОГО СОСТАВА.	15
Гринберг Б.А., Иванов М.А. (Екатеринбург, Киев/Украина) СТРАННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ.	16
Рыбин В.В., Гринберг Б.А. (Санкт-Петербург, Екатеринбург) МИКРОСТРУКТУРА БИМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ ТИТАНОВЫЙ СПЛАВ – ОРТОРОМБИЧЕСКИЙ АЛЮМИНИД ТИТАНА.	17

Зайкин Ю.А., Козгаева У.П. (Алматы/Казахстан) ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ И РАДИАЦИОННО-ИНИЦИИРОВАННЫЕ СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИТАХ.	18
Зайкин Ю.А., Широкая Н.А. (Алматы/Казахстан) ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ И ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДОПОЛНЕННЫХ КОМПОЗИТОВ, ОБЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОНАМИ.	19
Смирнов А.Н., Бокштейн Б.С. (Москва) КОНКУРЕНЦИЯ МЕЖДУ ЗЕРНОГРАНИЧНОЙ СЕГРЕГАЦИЕЙ И ВЫДЕЛЕНИЕМ ФАЗЫ В ОБЪЕМЕ ЗЕРЕН.	20
Скворцова Н.П. (Москва) ДЕФОРМАЦИОННОЕ РАЗУПРОЧНЕНИЕ И МИКРОСТРУКТУРНАЯ НЕСТАБИЛЬНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ.	21
Калетина Ю.В., Счастливец В.М., Фокина Е.А. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СПЛАВЕ Fe–24%Ni–4%Mn.	22
Панченко Е.Ю., Овсянников А.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Аксенов В.Б., Кукса М.П. (Томск) ВЛИЯНИЕ СТАРЕНИЯ ПОД РАСТЯГИВАЮЩЕЙ И СЖИМАЮЩЕЙ НАГРУЗКОЙ НА ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА МОНОКРИСТАЛЛОВ Ti–51at.%Ni.	23-24
Аэро Э.Л., Корженевский А.Л. (Санкт-Петербург) РОЛЬ РЕШЕТОЧНОГО ПИННИНГА В МИКРОСКОПИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ МАРТЕНСИТНЫХ ПЕРЕХОДОВ.	24
Корженевский А.Л. (Санкт-Петербург) ДВИЖЕНИЕ ПРОТЯЖЕННЫХ ДЕФЕКТОВ, ИНДУЦИРУЮЩИХ ЛОКАЛЬНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ.	25
Корженевский А.Л., Аэро Э.Л. (Санкт-Петербург) МИКРОСКОПИЧЕСКАЯ ТЕОРИЯ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ МАРТЕНСИТНОГО ТИПА.	25
Попова Е.Н., Родионова Л.А., Попов В.В., Романов Е.П., Сударева С.В., Дергунова Е.А., Воробьева А.Е., Малафеева О.В., Шиков А.К. (Екатеринбург, Москва) ВЛИЯНИЕ ГЕОМЕТРИИ КОМПОЗИТОВ Nb/Cu–Sn И РЕЖИМОВ ДИФФУЗИОННОГО ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО СЛОЯ Nb ₃ Sn.	26
Попова Е.Н., Попов В.В., Родионова Л.А., Романов Е.П., Сударева С.В., Хлебова Н.Е., Панцырный В.И., Воробьева А.Е., Шиков А.К. (Екатеринбург, Москва) ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ СИЛЬНОДЕФОРМИРОВАННЫХ Cu–Nb КОМПОЗИТОВ.	27
Попов В.В., Горбачев И.И. (Екатеринбург) ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЕ И КИНЕТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ ВЫДЕЛЕНИЙ КАРБОНИТРИДОВ В СТАЛЯХ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ.	28
Старостенков М.Д., Кондратенко М.Д., Холодова Н.Б., Полетаев Г.М. (Барнаул) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ БЕЗВАКАНСИОННОГО РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ В ДВУМЕРНОМ СПЛАВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ni ₃ Al.	29
Абросимова Г.Е., Аронин А.С. (Черноголовка) СТРУКТУРА НАНОКРИСТАЛЛОВ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛЯ И ЦИРКОНИЯ.	30

Аронин А.С., Абросимова Г.Е., Матвеев Д.В. (Черноголовка) МЕХАНИЗМЫ ОБРАЗОВАНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ.	31
Спивак Л.В., Скрыбина Н.Е., Фрушар Д. (Пермь, Гренобль/Франция) ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В АМОРФНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА.	32
Skryabina N.E., Spivak L.V., Fruchart D., Shelyakov A.V. (Пермь, Гренобль/Франция, Москва) HYDROGEN INFLUENCE ON THE PHASE TRANSFORMATIONS IN RAPIDLY QUENCHED TiNi-TiCu ALLOYS WITH SHAPE MEMORY EFFECT.	33
Засимчук Е.Э., Гордиенко Ю.Г. (Киев/Украина) СКЕЙЛИНГ РАЗМЕРОВ РЕКРИСТАЛЛИЗОВАННЫХ ЗЕРЕН, ФОРМИРУЮЩИХСЯ В ПРОЦЕССЕ ПРОКАТКИ МОНОКРИСТАЛЛА АЛЮМИНИЯ.	34
Карпинский Д.Н., Санников С.В. (Ростов-на-Дону) ОРИЕНТАЦИОННАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ЭВОЛЮЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ У ВЕРШИНЫ КЛИНОВИДНОЙ ТРЕЩИН В НАВОДОРОЖЕННОМ КРИСТАЛЛЕ	34-35
Морозов А.Н., Неклюдов И.М. (Харьков/Украина) ФАЗОВАЯ ДИАГРАММА СИСТЕМЫ АЗОТ-НИКЕЛЬ.	35
Неклюдов И.М., Морозов А.Н., Кулиш В.Г. (Харьков/Украина) ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ДИАПАЗОНЫ СТАБИЛЬНОСТИ ГИДРИДНЫХ ФАЗ СИСТЕМЫ Ti-D	36
Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Кукса М.П. (Томск) ТЕРМОУПРУГИЕ МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЬНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ.	37
Косицина И.И., Кочеткова Т.Н. (Екатеринбург) ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ γ -ТВЕРДОГО РАСТВОРА НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ЖАРОПРОЧНОСТИ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ.	38
Каримов С.Н., Эгамов М.Х., Бобоназаров Х. (Худжант/Таджикистан) РАДИАЦИОННЫЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЕ ПЭТФ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ГАММА-ИЗЛУЧЕНИЙ.	39
Хомская И. В., Зельдович В.И., Литвинов Б.В., Пурьгин Н.П. (Екатеринбург, Снежинск) ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО НАГРУЖЕНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ МЕДИ, ТИТАНА И ЖЕЛЕЗА.	40
Зельдович В.И. (Екатеринбург) СТАРЕНИЕ, УПОРЯДОЧЕНИЕ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В НИКЕЛИДЕ ТИТАНА.	41
Старенченко С.В., Старенченко В.А. (Томск) ДЕФОРМАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННЫЙ ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК.	42
Старенченко С.В., Козлов Э.В. (Томск) ТЕРМИЧЕСКИЕ И ПЕРИОДИЧЕСКИЕ АНТИФАЗНЫЕ ГРАНИЦЫ И ИХ РОЛЬ В ФАЗОВОМ ПЕРЕХОДЕ ПОРЯДОК-БЕСПОРЯДОК.	43
Арутюнян Р.А. (Санкт-Петербург) ФИЗИКА И МЕХАНИКА В ПРОЦЕССАХ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И ПОЛИМЕРНЫХ КОМПОЗИЦИЙ.	44

Гречихин Л.И. (Минск/Беларусь) ВЛИЯНИЕ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ ПЕРВОГО И ВТОРОГО РОДА НА ДИНАМИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.	45
Шалаева Е.В., Прекул А.Ф. (Екатеринбург) СТРУКТУРА β (CsCl)-ТВЕРДОГО РАСТВОРА $Al_{61}Cu_{26}Fe_{13}$ И ВОЗМОЖНЫЙ МЕХАНИЗМ ПРЕВРАЩЕНИЯ $\beta \rightarrow$ ИКОСАЭДРИЧЕСКАЯ ФАЗА.	46
Kommel L. (Tallinn/Estonia) EFFECT OF ELECTROUPSETTING FORGING ON MICROSTRUCTURE AND PROPERTIES OF ADVANCED SUPERALLOYS.	47-48
Семенова И.П., Садикова Г.Х., Сайтова Л.Р., Валиев Р.З. (Уфа) ВЛИЯНИЕ ПОСТДЕФОРМАЦИОННЫХ ОТЖИГОВ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V ELI.	48
Яковлева И.Л., Карькина Л.Е., Хлебникова Ю.В., Дегтярев В.Н. (Екатеринбург, Магнитогорск) НАСЛЕДОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ДЕФОРМИРОВАННОГО АУСТЕНИТА ПРИ ФАЗОВОМ ПРЕВРАЩЕНИИ В УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ.	49
Карькина Л.Е., Медведева Н.И., Яковлева И.Л. (Екатеринбург) УГЛЕРОДНЫЕ ВАКАНСИИ И УСТОЙЧИВОСТЬ РЕШЕТКИ ЦЕМЕНТИТА.	50
Попов А.Г., Белозеров Е. В., Сагарадзе В.В., Печеркина Н.Л., Пузанова Т.З., Кабанова И.Г. (Екатеринбург) ПОСТДЕФОРМАЦИОННОЕ СКАЧКООБРАЗНОЕ УДЛИНЕНИЕ МОНОКРИСТАЛЛА СПЛАВА Ni-Mn-Ga В МАГНИТНОМ ПОЛЕ.	51
Шевцов Д.И., Азанова И.С., Тайсин И.Ф., Кичигин В.И., Петухов И.В. (Пермь) ОСОБЕННОСТИ МИКРОРЕЛЬЕФА И СТРУКТУРЫ $H:LiNbO_3$ СЛОЕВ.	52-53
Куцова В.З., Носко О.А. (Днепропетровск/Украина) ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ ПОЛУПРОВОДНИКОВ.	53
Засимчук И.К., Матвиенко Л.Ф., Дехтяр А.И. (Киев/Украина) К ВОПРОСУ О МЕХАНИЗМЕ УПРОЧНЕНИЯ ПРИ «ОПТИМАЛЬНОМ ЛЕГИРОВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ».	54
Засимчук И.К., Матвиенко Л.Ф. (Киев/Украина) КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКАЯ ОРИЕНТАЦИЯ ВЫТЯНУТЫХ ЯЧЕЕК В ОЦК – КРИСТАЛЛАХ.	55
Wheeler J., Yashnikov V.P. (Liverpool/UK, Chernogolovka) LAGRANGIAN ANALYSIS AND VARIATIONAL PRINCIPLES OF GRAIN BOUNDARY DIFFUSION CREEP IN MONOPHASE POLYCRYSTALS.	56
Колотов А. А., Гильмутдинов Ф. З., Баянкин В.Я. (Ижевск) ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗДЕЙСТВИЯ ПОТОКА ФОТОНОВ НА СВОЙСТВА ФОЛЬГИ Ni-Cu.	57
Скорикова Н.А., Чашина В.Г., Кащенко М.П. (Екатеринбург) ДОЛЯ ПАР ИНВЕРСНО НАСЕЛЕННЫХ СОСТОЯНИЙ ЭЛЕКТРОНОВ В ОПТИМАЛЬНОМ ДЛЯ ГЕНЕРАЦИИ ВОЛН ИНТЕРВАЛЕ ЭНЕРГИЙ.	58
Кисель В.П. (Черноголовка) ОБ ОПРЕДЕЛЯЮЩЕЙ РОЛИ МИКРОПЛАСТИЧНОСТИ ПРИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДАХ В НЕОРГАНИЧЕСКИХ И ОРГАНИЧЕСКИХ СТРУКТУРАХ.	59-60

Гашевский В.А. (Богота/Колумбия) УПРУГИЕ КОЛЕБАНИЯ В КРИСТАЛЛЕ С ДИСЛОКАЦИЯМИ.	60
Скрипняк В.А., Скрипняк Е.Г. (Томск) СДВИГОВАЯ ПРОЧНОСТЬ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ПРИ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ.	61
Шевцов Д.И., Азанова И.С., Тайсин И.Ф., Волынцев А.Б. (Пермь) ДЕФОРМАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В H:Ti:LiNbO_3 МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СЛОЯХ.	62
Пинчук А.И., Шаврей С.Д. (Мозырь/Беларусь) ВЛИЯНИЕ ПОРОГОВОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ОБЪЕМНУЮ УПРУГУЮ ЭНЕРГИЮ ДВОЙНИКА И ПОВЕРХНОСТНУЮ ЭНЕРГИЮ ДВОЙНИКОВОЙ ГРАНИЦЫ.	62-63
Наймарк О.Б. (Пермь) О ТЕРМОДИНАМИКЕ И КИНЕТИКЕ МЕЗОСКОПИЧЕСКИХ ПЕРЕХОДОВ В УДАРНО-НАГРУЖЕННЫХ МЕТАЛЛАХ.	63-64
Викарчук А.А., Воленко А.П., Тюрков М.Н., Довженко О.А. (Тольятти) ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ НА НАЧАЛЬНЫХ ЭТАПАХ ЭЛЕКТРОКРИСТАЛЛИЗАЦИИ МЕДИ.	65
Бречко Т.М. (Ольштын/Польша) КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА НЕКОТОРЫХ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ МАТЕРИАЛОВ.	66
Шибков А.А., Желтов М.А., Казаков А.А., Леонов А.А. (Тамбов) НЕРАВНОВЕСНЫЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СИСТЕМЕ ЛЕД-ВОДА.	66-67
Шибков А.А., Желтов М.А., Казаков А.А., Леонов А.А. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ПОЛЯ НА РОСТ ЛЬДА В ПЕРЕОХЛАЖДЕННЫХ ВОДНЫХ РАСТВОРАХ ЭЛЕКТРОЛИТОВ.	67
Шибков А.А., Желтов М.А., Скворцов В.В., Кольцов Р.Ю., Шуклинов А.В. (Тамбов) ХАРАКТЕРИЗАЦИЯ КИНЕТИКИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЯ МОНО- И ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ЛЬДА ПО СОБСТВЕННОМУ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОМУ ИЗЛУЧЕНИЮ.	68
Шибков А.А., Лебедкин М.А., Желтов М.А., Скворцов В.В., Кольцов Р.Ю., Попов В.Ф., Шуклинов А.В., Фирюлин Д.В. (Тамбов, Черноголовка) ИССЛЕДОВАНИЕ РОЛИ ДИНАМИКИ МАКРОПОЛОС В СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ.	69
Шибков А.А., Лебедкин М.А., Желтов М.А., Скворцов В.В., Кольцов Р.Ю., Шуклинов А.В., Фирюлин Д.В., Алпатов Д.М. (Тамбов, Черноголовка) ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА СКАЧКООБРАЗНУЮ ДЕФОРМАЦИЮ СПЛАВОВ Al-Mg.	70
Шибков А.А., Лебедкин М.А., Желтов М.А., Скворцов В.В., Кольцов Р.Ю., Шуклинов А.В. (Тамбов, Черноголовка) НОВЫЙ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЙ МЕТОД ИССЛЕДОВАНИЯ СКАЧКООБРАЗНОЙ ДЕФОРМАЦИИ МЕТАЛЛОВ.	71
Коршак В.Ф., Шаповалов Ю.А. (Харьков/Украина) СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ СВЕРХПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВА Pb-62%Sn.	71-72
Коршак В.Ф., Аржавитин В.М., Самсоник А.Л., Матейченко П.В. (Харьков/Украина) МЕТАСТАБИЛЬНОСТЬ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СВЕРХПЛАСТИЧНОМ ЭВТЕКТИЧЕСКОМ СПЛАВЕ ОЛОВО-СВИНЕЦ.	73

Бродова И.Г., Башлыков Д.В., Ширинкина И.Г., Столяров В.В. (Екатеринбург, Уфа) ФОРМИРОВАНИЕ МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ С ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ.	74
Ковалев А.В., Кудрицкий В.Г. (Гомель/Беларусь) МОДЕЛЬ АДГЕЗИОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ МЕЖДУ ДВУМЯ КОНДЕНСИРОВАННЫМИ ФАЗАМИ.	75
Ковалева И.Н., Григорьев А.Я. (Гомель/Беларусь) СРАВНЕНИЕ ЭНЕРГИИ МЕЖФАЗНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ КРЕМНИЕВЫХ ПОВЕРХНОСТЕЙ С РАЗЛИЧНЫМИ МОНОМОЛЕКУЛЯРНЫМИ ПОКРЫТИЯМИ.	76
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Сахарова Н.А., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В. (Харьков/Украина) ВЛИЯНИЕ ГРАНИЦ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПРОИСХОЖДЕНИЯ НА РАЗВИТИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛАХ АЛЮМИНИЯ.	77
Осинская Ю.В., Покоев А.В. (Самара) МИКРОСТРУКТУРА СПЛАВА БЕРИЛЛИЕВОЙ БРОНЗЫ БРБ-2, СОСТАРЕННОЙ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ.	78
Покоев А.В., Степанов Д.И., Андреев В.А. (Самара) ВЛИЯНИЕ ПЕРЕМЕННОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ДИФФУЗИЮ АЛЮМИНИЯ В ЖЕЛЕЗЕ.	79
Скорикова Н.А., Чащина В.Г., Иванов С.В., Кащенко М.П. (Екатеринбург) РАСЧЕТ ДОЛИ ЭЛЕКТРОННЫХ СОСТОЯНИЙ АКТИВНЫХ В ГЕНЕРАЦИИ ФОНОНОВ В ПРИБЛИЖЕНИИ СИЛЬНОЙ СВЯЗИ ДЛЯ ГЦК РЕШЕТКИ.	80
Kommel L., Hussainova I. (Tallinn/Estina) STRENGTH AND PLASTICITY OF NANOCRYSTALLINE COPPER.	81
Гиляров В.Л., Веттегрень В.И., Светлов В.Н. (Санкт-Петербург) КИНЕТИКА ФОРМИРОВАНИЯ САМООРГАНИЗОВАННОЙ КРИТИЧНОСТИ В ПРОЦЕССЕ РАЗРУШЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ.	82
Ковалевская Т.А., Данейко О.И., Колупаева С.Н. (Томск) ВЛИЯНИЕ ИСХОДНОГО ДЕФЕКТНОГО СОСТОЯНИЯ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННОГО МАТЕРИАЛА НА ЭВОЛЮЦИЮ ДЕФЕКТНОЙ ПОДСИСТЕМЫ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ.	83
Prokoshkin S.D., Khmelevskaya I.Yu., Dobatkin S.V., Trubitsyna I.B., Tatyana E.V. (Москва) STRUCTURE OF Ti-Ni BASED ALLOYS SHAPE MEMORY ALLOYS SUBJECTED TO HIGH PRESSURE TORSION AT VARIOUS TEMPERATURES.	84
Алиев Т.Т., Андронов И.Н., Богданов Н.П., Теплинский Ю.А., Кандауров И.И. (Ухта) ЭНЕРГОМЕХАНИЧЕСКИЙ КРИТЕРИЙ ОЦЕНКИ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА ПРОЧНОСТИ МЕТАЛЛОВ.	85
Андронов И.Н., Овчинников С.К. (Ухта) ЭФФЕКТЫ ОБРАТИМОГО ФОРМОИЗМЕНЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА В РАЗЛИЧНЫХ ТЕРМОСИЛОВЫХ РЕЖИМАХ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ	86
Андронов И.Н., Гаврюшин С.С., Богданов Н.П., Крючков С.В. (Ухта) ТЕРМОСИЛОВЫЕ ПОВЕРХНОСТИ ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ В МАТЕРИАЛАХ С КАНАЛАМИ МАРТЕНСИТНОЙ НЕУПРУГОСТИ.	87

Агиней Р.В., Кузьбожев А.С., Андронов И.Н., Алиев Т.Т. (Ухта) ОЦЕНКА МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ И СТРУКТУРЫ МАТЕРИАЛА МАГНИТНЫМ МЕТОДОМ.	88
Макаров А.В., Коршунов Л.Г., Счастливцев В.М., Солодова И.Л. (Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ АСПЕКТЫ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТЫХ СТАЛЕЙ.	89
Саркисян С.О. (Гюмри/ Армения) НЕКОТОРЫЕ ПРОБЛЕМЫ КОНЦЕНТРАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ ОКОЛО ОТВЕРСТИЙ В МИКРОПОЛЯРНЫХ ПЛАСТИНАХ.	90
Леонов А.В., Фадеева В.И. (Москва) ОБРАЗОВАНИЕ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ ПРИ ШАРОВОМ ПОМОЛЕ Ge И СМЕСИ ПОРОШКОВ Al ₅₀ Ge ₅₀ .	91
Лепов В.В., Архангельская Е.А., Иванова А.А., Ачикасова В.С., Ларнионов В.П. (Якутск) ИССЛЕДОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ПОВРЕЖДЕННОСТИ В ИСКУССТВЕННО СТРУКТУРИРОВАННЫХ МАТЕРИАЛАХ.	92
Леонова Е.А., Калошкин С.Д., Леонов А.В. (Москва) ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ МЕХАНОАКТИВАЦИИ НА ПРОЦЕСС РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ СПЛАВА Ni ₂ MnSn.	93
Третьяков К.В., Портной В.К., Фадеева В.И. (Москва) СРАВНЕНИЕ ПРОЦЕССОВ МЕХАНОСИНТЕЗА АЛЮМИНИДОВ Ni И Co.	94
Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Добаткин С.В., Калошкин С.Д., Матвеев Д.В., Рыбченко О.Г., Татьянин Е.В. (Черноголовка, Москва, Троицк) ОБРАЗОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В АМОРФНОМ СПЛАВЕ Fe-Si-В МЕТОДОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	95
Кадыров А.Л., Каримов С.Н., Козиев К.С., Умаров М. (Худжанд/Таджикистан) СТРУКТУРНЫЕ ОСОБЕННОСТИ СЕГНЕТОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ НИОБАТА ЛИТИЯ ВБЛИЗИ ТЕМПЕРАТУРЫ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ.	96
Валюженич М.К., Кривченко А.Л., Кириленко Ю.Н., Никутьшин П.А. (Самара) ИЗУЧЕНИЕ ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ ТИТАНА, ПОЛУЧЕННЫХ ПУТЕМ ВЗРЫВОПЛАЗМЕННОГО НАПЫЛЕНИЯ.	97
Колупаева С.Н., Семенов М.Е., Пуспешева С.И. (Томск) МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ И СКОРОСТНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ ГЦК МЕТАЛЛОВ.	98
Берлев А.Е., Бобров О.П., Лаптев С.Н., Хоник В.А., Чах К. (Воронеж) НЕИЗОТЕРМИЧЕСКАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ И РЕЛАКСАЦИЯ НАПРЯЖЕНИЙ МАССИВНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА Pd ₄₀ Cu ₃₀ Ni ₁₀ P ₂₀ .	99
Хоник В.А. (Воронеж) ЯВЛЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКОЙ РЕЛАКСАЦИИ, ОБУСЛОВЛЕННЫЕ НЕОБРАТИМОЙ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИЕЙ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ.	100
Кукушкин С.А. (Санкт-Петербург) НАЧАЛЬНЫЕ СТАДИИ ХРУПКОГО РАЗРУШЕНИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ.	100
Пермякова И.Е., Ушаков И.В., Федоров В.А. (Тамбов) СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА СИСТЕМЫ Co-Fe-Cr-Si.	101

Васильев Л.С., Карбань О.В. (Ижевск) МАКРОДИСЛОКАЦИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ПЛАСТИЧЕСКОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ ОКСИДНЫХ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ КЕРАМИК.	102
Васильев Л.С., Бурнышев И.Н., Лыс В.Ф. (Ижевск) ОСОБЕННОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ НАВОДОРОЖЕННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ.	103
Васильев Л.С. (Ижевск) ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ МЕЖДУ АГРЕГАТНЫМИ СОСТОЯНИЯМИ КАК ДВИЖУЩАЯ СИЛА МЕХАНИЗМОВ ПОТЕРИ УСТОЙЧИВОСТИ КОНДЕНСИРОВАННЫХ СРЕД К РАЗРУШЕНИЮ.	104
Босин М.Е., Лаврентьев Ф.Ф, Никифорова В.Н. (Харьков/ Украина) ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ДИСЛОКАЦИЙ С МЕЖЗЕРЕННОЙ ГРАНИЦЕЙ – РСУ 9 В БИКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА (Fe +3,5%Si) ПРИ НАГРУЖЕНИИ.	105
Засимчук Е.Э., Гордиенко Ю.Г. (Киев/Украина) СКЕЙЛИНГ И ФРАКТАЛЫ - НЕОТЪЕМЛЕМЫЕ ПРИЗНАКИ САМООРГАНИЗАЦИИ ДЕФОРМИРУЕМЫХ КРИСТАЛЛОВ.	106
Засимчук Е.Э., Гордиенко Ю.Г. (Киев/Украина) САМООРГАНИЗАЦИЯ ДЕФЕКТОВ – АЛЬТЕРНАТИВНЫЙ МЕХАНИЗМ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛОВ.	106
Варюхин В.Н., Пашинская Е.Г., Белоусов Н.Н., Ткаченко В.М. (Донецк/Украина) СТРУКТУРНО-КИНЕТИЧЕСКИЕ ИЗМЕНЕНИЯ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССЕ ОДНООСНОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	107
Варюхин В.Н., Белоусов Н.Н., Пашинская Е.Г. (Донецк/Украина) ФОРМИРОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В УСЛОВИЯХ МЕХАНОАКТИВАЦИИ ФАЗОВОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В АУСТЕНИТЕ Fe-Cr-Mn-Ni СПЛАВА ПРИ СДВИГЕ ПОД ДАВЛЕНИЕМ.	108
Федоровский Г.Д. (СПб) О ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОМ МОДЕЛИРОВАНИИ МАКРОСКОПИЧЕСКИХ ДЕФОРМАТИВНЫХ И ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ СПЛОШНЫХ СРЕД.	109
Панкова М.Н. (Москва) ГРУППИРОВКИ МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ {225} И {15 3 10} И ИХ ПРОСТРАНСТВЕННАЯ ОРГАНИЗАЦИЯ В ЗЕРНЕ АУСТЕНИТА.	110-111
Попов Н.Н., Коршунов А.И., Сысоева Т.И., Аушев А.А., Сидоркин М.Ю., Кравченко Т.Н. (Саров) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ НА СТРУКТУРНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ6.	111
Соловьева Ю.В., Старенченко В.А., Геттингер М.В. (Томск) АНАЛИЗ ПАРАМЕТРОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ АКТИВАЦИИ СПЛАВОВ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L ₁₂ , ПОЛУЧЕННЫХ ИЗ ОПЫТОВ ПО РЕЛАКСАЦИИ ДЕФОРМИРУЮЩИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ВАРИАЦИИ СКОРОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ.	112
Ломаева С.Ф. (Ижевск) О МЕХАНИЗМАХ ФОРМИРОВАНИЯ ДИСПЕРСНОСТИ И СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТАВА В СИСТЕМАХ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА ПРИ МЕХАНОАКТИВАЦИИ.	113
Тялин Ю.И., Федоров В.А., Тялина В.А., Чемеркина М.В. (Тамбов) ЗАРОЖДЕНИЕ И ЗАЛЕЧИВАНИЕ МИКРОТРЕЩИН ПРИ ДВОЙНИКОВАНИИ И РАЗДВОЙНИКОВАНИИ КРИСТАЛЛОВ КАЛЬЦИТА.	114

Тялин Ю.И., Федоров В.А., Тялина В.А., Бутягин А.А. (Тамбов) МИКРОПЛАСТИЧНОСТЬ В ВЕРШИНЕ ТРЕЩИНЫ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТЬ КРИСТАЛЛОВ С ЧАСТИЧНО ЗАЛЕЧЕННОЙ ТРЕЩИНОЙ.	115
Kisel V.P. (Chernogolovka) UNIVERSAL MECHANISMS OF PLASTICITY AND FRACTURE IN CRYSTALS AND ORGANIC POLYMERS UNDER CONVENTIONAL AND SHOCK-WAVE STRESSES.	116
Головин Ю.И., Коренков В.В., Фарбер Б.Я. (Тамбов, Кливленд/США) ВЛИЯНИЕ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ НА ФОРМИРОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЦИРКОНИЕВЫХ КЕРАМИК В СУБМИКРООБЪЕМАХ.	117
Головин Ю.И., Тюрин А.И., Хлебников В.В. (Тамбов) КОЭФФИЦИЕНТ СКОРОСТНОЙ ЧУВСТВИТЕЛЬНОСТИ МИКРО-И НАНОТВЕРДОСТИ И ЕГО ЗАВИСИМОСТЬ ОТ ГЛУБИНЫ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОД ИНДЕНТОРОМ.	118
Головин Ю.И., Тюрин А.И., Хлебников В.В. (Тамбов) ДОЛЯ ВКЛАДА МАСШТАБНОГО И СКОРОСТНОГО ФАКТОРОВ В ПРОЦЕСС ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ФОРМИРОВАНИЕ ЧИСЛА ТВЕРДОСТИ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ НАНОИНДЕНТИРОВАНИИ.	119
Головин Ю.И., Тюрин А.И., Поверинова Г.В. (Тамбов) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ВЕЛИЧИНУ ТРЕЩИНСТОЙКОСТИ МАЛОПЛАСТИЧНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ДИНАМИЧЕСКОМ МИКРОИНДЕНТИРОВАНИИ.	120
Головин Ю.И., Иволгин В.И., Сергунин Д.А. (Тамбов) ТЕМПЕРАТУРНО-СКОРОСТНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ НЕУСТОЙЧИВОГО ПЛАСТИЧЕСКОГО ТЕЧЕНИЯ СПЛАВА Al-2,7%Mg ПРИ ДЕФОРМИРОВАНИИ МИКРО- И СУБМИКРООБЪЕМОВ.	121
Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Чиванов А.В., Тялин Ю.И., Чемеркина М.В. (Тамбов) РЕЛАКСАЦИЯ ПОЛЕЙ НАПРЯЖЕНИЙ У ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ.	122
Емалетдинов А.К. (Уфа) ТЕРМОДИНАМИКА И СИНЕРГЕТИКА УПРУГОПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ АМОРФНЫХ МАТЕРИАЛОВ.	123
Емалетдинов А.К., Нуруллаев Р.Л. (Уфа) ЛИНЕЙНЫЕ ДЕФЕКТЫ ГРАНИЦ ЗЕРЕН И ПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.	124
Емалетдинов А.К., Хамидуллин И.Н. (Уфа) СИНЕРГЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ.	125
Емалетдинов А.К. (Уфа) СИНЕРГЕТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ В ФИЗИКЕ ПЛАСТИЧНОСТИ И СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ МАТЕРИАЛОВ.	126
Емалетдинов А.К., Хамидуллин И.Н. (Уфа) МОДЕЛИРОВАНИЕ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СТРУКТУРЫ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ.	127
Жерновенкова Ю.В., Калошкин С.Д., Свиридова Т.А., Томилин И.А., Чердынцев В.В. (Москва) СТРУКТУРА И ОСОБЕННОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ti-Ni-Zr, ПРИГОТОВЛЕННЫХ МЕХАНИЧЕСКИМ СПЛАВЛЕНИЕМ.	128

Муслев С.А (Москва) ЭЛЕКТРОННЫЕ РЕСУРСЫ ESM@.	128-129
Скотникова М.А., Штельмах С.В., Андреева В.Д., Крылов Н.А. (Санкт-Петербург) СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ДВУХФАЗНОМ ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ ВТ6 ПРИ ИМПУЛЬСНОМ НАГРУЖЕНИИ.	129-130
Пушин В.Г., Кунцевич Т.Э., Коуров Н.И., Валиев Э.З. (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ МИКРОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БИНАРНЫХ И МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ПАМЯТЬЮ, БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ИЗ РАСПЛАВА.	131
Гундеров Д.В., Пушин В.Г., Валиев Р.З., Валиев Э.З. (Уфа, Екатеринбург) СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНОМ БЫСТРОЗАКАЛЕННОМ СПЛАВЕ Ti-Ni-Cu, ПОДВЕРГНУТОМ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМООБРАБОТКАМ.	132
Фоменко Л.С., Лубенец С.В., Изотов А.Н., Николаев Р.К., Сидоров Н.С. (Харьков/Украина, Черногоровка) ВЛИЯНИЕ ОСВЕЩЕНИЯ, МЕХАНИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ТЕМПЕРАТУРНУЮ ЗАВИСИМОСТЬ МИКРОТВЕРДОСТИ КРИСТАЛЛОВ C ₆₀ .	133
Пушин В.Г., Валиев Р.З. (Екатеринбург, Уфа) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФАЗОВЫХ И СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ, ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА: ДОСТИЖЕНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ.	134
Валиев Р.З., Пушин В.Г., Столяров В.В., Гундеров Д.В., Коуров Н.И., Куранова Н.Н., Прокофьев Е.А., Юрченко Л.И. (Екатеринбург, Уфа) ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ОБЪЕМНЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ.	135
Бетехтин В.И., Скленичка В., Кадомцев А.Г., Амосова О.В., Юсупов Д.Е. (Санкт-Петербург, Чехия) ВЛИЯНИЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ПОРИСТОСТЬ И ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНУЮ ПОЛЗУЧЕСТЬ МЕДИ.	136
Шахназаров Ю.В., Андреева В.Д. (Санкт-Петербург) ВЗАИМОСВЯЗЬ ТВЕРДОСТИ И ШИРИНЫ РЕНТГЕНОВСКОЙ ЛИНИИ УГЛЕРОДИСТЫХ (ПО ДАННЫМ Г. КУРДЮМОВА И Н. ОСЛОА), СРЕДНЕЛЕГИРОВАННЫХ И МАРТЕНСИТНОСТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ.	137
Мельниченко А.С. (Москва) ДИФфуЗИОННЫЙ РОСТ НОВОЙ ФАЗЫ В МОДЕЛИ КЛЕТОЧНЫХ АВТОМАТОВ.	138
Korotitskiy A.V., Prokoshkin S.D., Brailovski V., Turenne S., Tamonov A.V., Khmelevskaya I.Yu, Trubitsyna I.B. (Moscow, Dubna, Montreal/Canada) MARTENSITE LATTICE PARAMETERS AND TRANSFORMATION STRAIN IN BINARY Ti-Ni SHAPE MEMORY ALLOYS.	139
Вяххи И.Э., Чикиряка А.В., Huang W. (Санкт-Петербург, Singapore) ЭФФЕКТ ДВУСТОРОННЕЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В NiTi, ИНИЦИИРОВАННЫЙ ПОВТОРНОЙ ТЕРМООБРАБОТКОЙ.	140
Шахназаров А.Ю., Шахназаров К.Ю. (Санкт-Петербург) АБСОЛЮТНЫЙ МАКСИМУМ ПЛАСТИЧНОСТИ И ВЯЗКОСТИ ОТПУЩЕННОГО МАРТЕНСИТА КАК СЛЕДСТВИЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЖЕЛЕЗЕ ПРИ 635±35°C.	141

Шахназаров А.Ю., Шахназаров К.Ю. (Санкт-Петербург) 170 ± 15°C — КРИТИЧЕСКАЯ ТЕМПЕРАТУРА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ.	142
Шахназаров А.Ю., Шахназаров К.Ю. (Санкт-Петербург) О ПРИПИСЫВАЕМЫХ ОТПУСКАЕМОМУ МАРТЕНСИТУ ИЗМЕНЕНИЯХ СВОЙСТВ ПРИ ПЕРВОМ, БЕЗЫМЯННОМ, ВТОРОМ И ТРЕТЬЕМ ПРЕВРАЩЕНИЯХ.	143
Зайченко С.Г., Глезер А.М. (Москва) ФИЗИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО ΔT-ЭФФЕКТА В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ.	144
Зайченко С.Г., Глезер А.М., Федотова Н.Л. (Москва) ИЗМЕНЕНИЯ УДЕЛЬНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ И ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ, ВЫЗВАННЫЕ НЕГОМОГЕННОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Zr–Cu.	145
Чантурия В.А., Бунин И.Ж., Иванова Т.А. (Москва) ВЛИЯНИЕ МОЩНЫХ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫХ ИМПУЛЬСОВ НА ПРОЦЕСС РАСТВОРЕНИЯ, СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ПОВЕРХНОСТИ СУЛЬФИДНЫХ МИНЕРАЛОВ И КВАРЦА.	146
Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л., Лясоцкий И.В., Носова Г.И. (Москва) ОБРАЗОВАНИЕ НЕСОРАЗМЕРНЫХ И КВАЗИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ФАЗ В БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВАХ Ti–Fe И Ti–Mn.	147
Дьяконова Н.Б., Дьяконов Д.Л., Лясоцкий И.В., Носова Г.И. (Москва) ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА ОСУЩЕСТВЛЕНИЕ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ (TiNf) Ni.	148
Чуистов К.В., Березина А.Л. (Киев/ Украина) ОСОБЕННОСТИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ.	149
Бутягин П.Ю., Стрелецкий А.Н. (Москва) ДЕФОРМАЦИЯ ТВЕРДЫХ ТЕЛ С ПОЗИЦИЙ ХИМИЧЕСКОЙ ФИЗИКИ.	149
Тюменцев А.Н., Сурикова Н.С., Лысенко О.В., Литовченко И.Ю., Пинжин Ю. П., Коротаев А. Д. (Томск) ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДВОЙНИКОВАНИЯ И МЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ ИНИЦИИРОВАННОГО НАГРУЗКОЙ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ.	150
Петрунин В.А., Целлермаер В.Я., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Новокузнецк) ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАННАЯ УСТАЛОСТЬ СТАЛИ.	151
Ивахин М.П., Иванов Ю.Ф., Коновалов С.В., Громов В.Е., Козлов Э.В. (Новокузнецк, Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗНИКНОВЕНИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ГРАДИЕНТОВ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ СТАЛИ 60ГС2.	152
Лейкина О.С., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. (Новокузнецк) ЭВОЛЮЦИЯ КАРБИДНОЙ ФАЗЫ В СТАЛИ 08X18N10T ПРИ ЭЛЕКТРОСТИМУЛИРОВАНИИ.	153
Danilchenko V.E., Sagaradze V.V. (Киев/Украина) FORMATION OF SUBMICROCRYSTALLINE AND NANOCRYSTALLINE STATE OF IRON-NICKEL ALLOYS DUE TO REVERSE MARTENSITIC TRANSFORMATION.	154

Альбертини Ф., Бессегини С, Боярчук К.В., Гречишкин Р.М., Калентьев С.А., Коледов В.В., Парети Л., Паскуале М., Шавров В.Г. Юленков Д.С. (Москва, Тверь, Лекко/Италия Парма/Италия) СТРУКТУРА, МАГНИТНЫЕ И ТЕРМОУПРУГИЕ СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ ЛЕНТ ИЗ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ni-Mn-Ga.	155
Gavriliuk V. (Киев/Украина) NITROGEN AND CARBON IN AUSTENITIC AND MARTENSITIC STEELS: ATOMIC INTERACTIONS, STRUCTURAL STABILITY AND MECHANICAL PROPERTIES.	156
Иконникова К.В., Саркисов Ю.С., Иконникова Л.Ф. (Томск) ДИАГНОСТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИЛИКАТНЫХ СИСТЕМАХ.	157
Эстрин Э.И. (Москва) ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ (ОБЗОР).	158
Алехин В.П., Пьен Й.С., Сонг Й.В. (Москва, Асан/Ю.Корея) ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПОВЕРХНОСТНОЙ УПРОЧНЯЮЩЕЙ ОБРАБОТКИ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ УЛЬТРАЗВУКА.	158-159
Алехин В.П. (Москва) ФИЗИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ДЕФОРМАЦИИ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ МАТЕРИАЛОВ.	160
Портной В.К. (Москва) ДЕФЕКТООБРАЗОВАНИЕ ПРИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОМ СИНТЕЗЕ СПЛАВОВ Ni-Mo И Ni-W.	161
Леонов А.В., Портной В.К., Стрелецкий А.Н., Третьяков К.В. (Москва) МЕХАНОХИМИЧЕСКИЙ СИНТЕЗ АЛЮМИНИДОВ НИОБИЯ, ИХ СТРУКТУРА И ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ.	162
Поздняков В.А., Глезер А.М. (Москва) РЕЛАКСАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В МИКРО- И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВАХ ПРИ ЗАКАЛКЕ ИЗ РАСПЛАВА И ПОСЛЕДУЮЩИХ ТЕРМООБРАБОТКАХ.	163
Поздняков В.А. (Москва) УСЛОВИЯ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В НАНОСТРУКТУРНЫХ МАТЕРИАЛАХ И СИСТЕМАХ.	163-164
Степанов Ю.Н., Петрухин Д.А., Алымов М.И. (Москва) ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СКОРОСТЬ ПРОТЕКАНИЯ ДИФфуЗИОННЫХ ПРОЦЕССОВ.	164
Плотников В.А., Коханенко Д.В. (Барнаул) ЗАКОНОМЕРНОСТИ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА В УСЛОВИЯХ МЕХАНИЧЕСКОГО НАГРУЖЕНИЯ.	165
Плотников В.А., Макаров С.В. (Барнаул) АКУСТИЧЕСКАЯ ЭМИССИЯ И НЕМОНОТОННЫЙ ДЕФОРМАЦИОННЫЙ ПРОЦЕСС В АЛЮМИНИИ ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ.	165-166
Капуткина Л.М., Прокошкина В.Г., Квят О.В. (Москва) ГОРЯЧАЯ ДЕФОРМАЦИЯ И ПРОЧНОСТЬ ВЫСОКОХРОМИСТЫХ АЗОТСОДЕРЖАЩИХ СТАЛЕЙ.	166
Хусаинов М.А., Андреев В.А., Бондарев А.Б. (В.Новгород, Москва) ВЛИЯНИЕ СКОРОСТИ ДЕФОРМИРОВАНИЯ НА ЭФФЕКТ ПСЕВДОУПРУГОСТИ СПЛАВА TiNi.	167

Конева Н.А. (Томск) СОВРЕМЕННЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ О СТАДИЙНОСТИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ.	167-168
Козлов Э.В. (Томск) СВЕРХСТРУКТУРНАЯ ФАЗА В2, ЕЁ УСТОЙЧИВОСТЬ И МАРТЕНСИТНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ.	168
Каримбаев Т.Д., Мыктыбеков Б.М. (Москва) ВЛИЯНИЕ МЕЖФАЗОВОГО ПРОСТРАНСТВА НА ПОВЕДЕНИЕ ОДНОНАПРАВЛЕННО-АРМИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ.	169
Глезер А.М. (Москва) БЕЗДИФфуЗИОННЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ПЛАСТИЧЕСКАЯ ДЕФОРМАЦИЯ НАНОКРИСТАЛЛОВ.	170
Алдохин Д.В., Глезер А.М. (Москва) ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ПЕРЕХОДА АМОРФНЫХ СПЛАВОВ ИЗ ПЛАСТИЧНОГО СОСТОЯНИЯ В ХРУПКОЕ.	170-171
Пинчук В.Г., Плескачевский Ю.М., Лин Д.Г., Короткевич С.В. (Гомель, Минск/ Беларусь) ДЕФОРМАЦИОННОЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ МЕТАЛЛОВ И ЛОКАЛИЗОВАННЫЙ ВО ВРЕМЕНИ ЛАВИННЫЙ ПРОЦЕСС ЕГО РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ФРИКЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ.	171-172
Клубович В.В., Кулак М.М., Рубаник В.В., Самолетов В.Г. (Витебск/ Беларусь) ВЛИЯНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СВОЙСТВА ПРОДУКТОВ ГЕТЕРОГЕННОГО ГОРЕНИЯ.	172-174
Счастливец В.М. (Екатеринбург) О КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЕ ЦЕМЕНТИТА.	174
Волосевич П.Ю. (Киев/Украина) ДИСЛОКАЦИИ АУСТЕНИТА И ИХ РОЛЬ В ПРОЦЕССАХ ЗАРОЖДЕНИЯ α -МАРТЕНСИТА.	175
Ростовцев Р.Н. (Тула) ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАРТЕНСИТА И АУСТЕНИТА.	176
Коваль Ю.Н. (Киев/Украина) О НАУЧНОМ НАСЛЕДИИ Г.В. КУРДЮМОВА. ОСОБЕННОСТИ РЕЛАКСАЦИОННЫХ ПРОЦЕССОВ ПРИ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ.	177
Печина Е.А., Демаков С.Л. (Ижевск, Екатеринбург) ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ТЕКСТУРЫ ПРОМЫШЛЕННЫХ ГЦК-МАТЕРИАЛОВ ПРИ МНОГОПЕРЕХОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПУТЕМ ВИБРОМЕХАНИЧЕСКОГО ОБЖАТИЯ И ПРЕССОВАНИЯ.	178
Грабовецкая Г.П., Колобов Ю.Р., Забудченко О.В. (Томск) ВЛИЯНИЕ ХОЛОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА ПАРАМЕТРЫ ДИФфуЗИИ И ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА.	179
Кашин О.А., Дударев Е.Ф., Колобов Ю.Р., Гирсова Н.В., Иванов М.Б. (Томск) ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ И ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ, ПОДВЕРГНУТЫХ РАВНОКАНАЛЬНОМУ УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ.	180

Колобов Ю.Р. (Томск) ЗЕРНОГРАНИЧНАЯ ДИФфуЗИЯ И ПЛАСТИЧНОСТЬ НАНОСТРУКТУРНЫХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ.	181
Раточка И.В., Иванов К.В., Колобов Ю.Р., Винокуров В.А., Клыкков О.И. (Томск) ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-6Al-4V E1.	182
Колобов Ю.Р., Шаркеев Ю.П., Карлов А.В., Хлусов И.А., Шашкина Г.А., Легостаева Е.В., Ерошенко А.Ю., Братчиков А.Д., Иванов М.Б. (Томск) ОБЪЕМНЫЕ КОМПОЗИТЫ С Ca-P БИОПОКРЫТИЯМИ НА ОСНОВЕ НАНОСТРУКТУРНОГО ТИТАНА ДЛЯ МЕДИЦИНЫ.	183
Найденкин Е.В., Гирсова Н.В., Колобов Ю.Р., Даниленко В.Н. (Томск, Уфа) ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ ДИФРАКЦИИ ОБРАТНО РАССЕЯННЫХ ЭЛЕКТРОНОВ СТРУКТУРЫ СПЛАВА Ti-6Al-4V E1, ПОЛУЧЕННОГО РАВНОКАНАЛЬНЫМ УГЛОВЫМ ПРЕССОВАНИЕМ.	184
Полянский А.М., Полянский В.А., Попов-Дюмин Д.Б. (Санкт-Петербург) ОПЫТ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ АНАЛИЗАТОРА АВ-1 ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ ДИНАМИКИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВАКУУМНОЙ ЭКСТРАКЦИИ ВОДОРОДА ИЗ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ.	185
Мовчан А.А., Ньют Со, Казарина С.А. (Москва) ПРИМЕНЕНИЕ РАЦИОНАЛЬНОЙ ТЕРМОДИНАМИКИ К ОПИСАНИЮ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПРИ ДВУХЭТАПНЫХ ТЕРМОУПРУГИХ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ.	186
Левин Д.М., Чуканов А.Н., Беляев В.В. (Тула) ВЛИЯНИЕ ПИКОВЫХ НАПРЯЖЕНИЙ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ НА ДИНАМИКУ ГОЛОВНЫХ ДИСЛОКАЦИЙ ПЛОСКИХ СКОПЛЕНИЙ.	187
Евтеев А.В., Жилияков Д.Г., Иевлев В.М., Косилов А.Т., Михайлов Е.А. (Воронеж) СТРУКТУРНЫЕ ПЕРЕСТРОЙКИ В ПРОЦЕССЕ РЕЛАКСАЦИИ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ ЭПИТАКСИАЛЬНОЙ ПЛЕНКИ Cu НА (001)Ni.	188
Дейч Д.Б., Евтеев А.В., Косилов А.Т. (Воронеж) СТРУКТУРНОЕ РАЗУПОРЯДОЧЕНИЕ И АМОРФИЗАЦИЯ ГЦК МЕТАЛЛОВ ПРИ НАСЫЩЕНИИ МЕЖУЗЕЛЬНЫМИ АТОМАМИ.	189
Евтеев А.В., Косилов А.Т., Куликов Е.В. (Воронеж) ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА БЕЗДИФУЗИОННЫЕ ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ВЫСОКОСКОРОСТНОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛОВ ОЦК-ЖЕЛЕЗА ОРИЕНТАЦИИ [001].	190
Иевлев В.М. (Воронеж) РАЗМЕРНАЯ И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЯВЛЕНИЙ ОРИЕНТАЦИОННЫХ СООТНОШЕНИЙ КУРДЮМОВА И ЗАКСА В ПЛЕНОЧНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ГЕТЕРОСТРУКТУРАХ.	191
Щерецкий А. А., Верховлюк А. М., Лахненко В. Л., Новицкий В. Г. (Киев/ Украина) ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Cu-Al-Me, ИМЕЮЩИХ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ, ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ ТРЕНИЯ СКОЛЬЖЕНИЯ.	192
Matlakhova L.A., Matlakhov A.N., Dias F.R.M., Rodriguez R.J.S., Vahhi I.E., Pulnev S.A. (СПб, Campos dos Goytacazes/ Brasil) THERMAL CYCLING OF SHAPE MEMORY Cu-Al-Ni SINGLE CRYSTAL.	193

Вьюненко Ю.Н., Затульский Г.З., Носковец А.А. (Санкт-Петербург, Киев/ Украина) ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО ПОВЕДЕНИЯ СПИРАЛЕЙ ИЗ СПЛАВА Cu–Al–Zn.	194
Носкова Н.И. (Екатеринбург) ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ.	195
Kisel V.P., Kissel N.S. (Москва) KEY ROLE AND THE UNIVERSALITY OF DEFORMATION MECHANISMS IN PHASE TRANSITIONS IN SOLIDS, LIQUIDS, BIOLOGICAL TISSUES (TUMOR GROWTH, AGING, ADAPTATION TO STRESS AND MEDICAL TREATMENT ARE INCLUDED).	196
Новакова А.А., Голубок Д.С., Киселева Т.Ю., Хмелевская В.С., Малышкин В.Г. (Москва, Обнинск) ИССЛЕДОВАНИЕ РАДИАЦИОННО-МОДИФИЦИРОВАННОГО ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СПЛАВА Fe–Cr–Ni–Ti.	197
Myshlyaev M.M., Mironov S.Yu., Konovalova E.V., Kamalov M.M. (Москва, Уфа) NATURE OF HIGH STRAIN RATE SUPERPLASTICITY OF NANOSTRUCTURAL ALUMINIUM ALLOYS.	197-198
Хрущева А.С., Сурсаева В.Г., Страумал Б.Б. (Черноголовка) ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ СМАЧИВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В ЦИНКЕ РАСПЛАВОМ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ.	198
Когтенкова О.А., Протасова С.Г., Страумал Б.Б., Лопес Г. (Черноголовка, Штуттгарт/Германия) ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ СМАЧИВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН В АЛЮМИНИИ РАСПЛАВОМ НА ОСНОВЕ ЦИНКА.	199
López G.A., Straumal V.B., Khruzhcheva A.S. (Черноголовка, Штуттгарт/Германия) GRAIN BOUNDARY PHASE TRANSITION “WETTING BY SOLID STATE” IN Zn–Al ALLOYS.	199-200
Страумал Б.Б. (Черноголовка) ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ ОГРАНИЧЕНИЯ – ПОТЕРИ ОГРАНИЧЕНИЯ НА ДВОЙНИКОВЫХ ГРАНИЦАХ ЗЕРЕН.	200
Мерсон Д.Л., Черняева Е.В. (Тольятти, Санкт-Петербург) СВЯЗЬ СПЕКТРА СИГНАЛОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ С ИНТЕРКРИСТАЛЛИТНЫМ РАЗРУШЕНИЕМ.	201
Шефтель Е.Н., Шалимова А.В., Усманова Г.Ш. (Москва) ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА РЕНТГЕНОАМОРФНЫХ ПЛЕНОК Fe–Zr–C С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ УГЛЕРОДА В ХОДЕ ОТЖИГОВ.	202-203
Шеляков А.В. (Москва) БЫСТРОЗАКАЛЕННЫЕ СПЛАВЫ С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ TiNi: СВОЙСТВА И ПРИМЕНЕНИЕ.	204
Гильмутдинов Ф.З., Гончаров О.Ю., Паршуков Л.И. (Ижевск) ПРОЦЕССЫ ОКИСЛЕНИЯ И СЕГРЕГАЦИИ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Fe–Ni И Fe–Cr–Ni.	205
Паршуков Л.И., Гильмутдинов Ф.З., Смирнов В.Н., Кропотин В.В. (Ижевск) ОБРАЗОВАНИЕ ГОРЯЧИХ ТРЕЩИН ПРИ СВАРКЕ ЖАРОПРОЧНОГО СПЛАВА.	205-206
Паршуков Л.И., Смирнов В.Н., Гильмутдинов Ф.З., Кропотин В.В. (Ижевск) ИССЛЕДОВАНИЕ СВАРИВАЕМОСТИ ЦИРКОНИЯ В АТМОСФЕРЕ АРГОНА И УСЛОВИЯХ ВАКУУМА	206

Назарова Е.В., Маркова Г.В. (Тула) ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ДЕМПФИРУЮЩИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА Mn–Cu	207
Хмелевская В.С., Крапошин В.С., Малышкин В.Г., Антошина И.А. (Обнинск) АМОΡФНЫЕ И АМОΡФНО-КРИСТАЛЛИЧЕСКИЕ СОСТОЯНИЯ СПЛАВОВ, ИНДУЦИРОВАННЫЕ ИОННЫМ ОБЛУЧЕНИЕМ.	207-208
Маркова Г.В. (Тула) АНАЛИЗ ТЕМΠЕРАТУРНОГО СПЕКТРА ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ В ОБЛАСТИ ТЕМΠЕРАТУР ΜΑΡΤΕΝСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ.	208
Sursaeva V.G. (Черноголовка) MECHANICAL PROPERTIES OF GRAIN BOUNDARIES AND TRIPLE JUNCTIONS IN ZINC.	209
Волков А.Е. (Санкт-Петербург) МОДЕЛЬ НАКОПЛЕНИЯ ОБРАТИМЫХ И НЕОБРАТИМЫХ ДЕФЕКТОВ ЗА СЧЕТ СДВИГА НА ОДНОЙ ПЛОСКОСТИ СКОЛЬЖЕНИЯ.	210
Стенина И.А., Кислицын М.Н., Хайле С., Ребров А.И., Ярославцев А.Б. (Москва) ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СЛОЖНЫХ ФОСФАТАХ ПОЛИВАЛЕНТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ.	210-211
Чувильдеев В. Н., Грязнов М. Ю., Копылов В. И., Сысоев А. Н. (Н.Новгород, Минск/Беларусь) СВЕРХПЛАСТИЧНОСТЬ И ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ В МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАГНИЕВЫХ СПЛАВАХ.	212
Страумал Б.Б., Фризель М., Йокота М., Бергстен К.-Й., Баретцки Б., Астахов М.В. (Черноголовка, Гететеборг/Швеция, Штуттгарт/Германия, Москва) МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ РЕСТАВРАЦИИ И ВОССТАНОВЛЕНИЯ ИСТОРИЧЕСКИХ ОРГАНОВ.	213
Кононогов С.А., Кодесс Б.Н. (Москва) ОСОБЕННОСТИ ИЗМЕНЕНИЯ ДИФРАКЦИОННОЙ КАРТИНЫ ПРИ УДАРНОМ НАГРУЖЕНИИ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ.	214
Алешин Д.Н., Глезер А.М., Громов В.Е., Коновалов С.В. (Москва, Новокузнецк) ПОВЫШЕНИЕ ПЛАСТИЧНОСТИ СПЛАВОВ Fe-Si.	215
Kucherinenko Ya., Protasova S., Straumal B. (Москва, Черноголовка) Faceting of Σ3 grain boundaries in Cu: three-dimensional Wulff diagrams	216
Straumal B., Protasova S., Tsurekawa S., Watanabe T. (Черноголовка, Сендай) ABNORMAL GRAIN GROWTH IN NANOCRYSTALLINE NICKEL: FACETING AND ROUGHENING OF Σ3 TWIN GRAIN BOUNDARIES	216-217
ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ	218-221
СОДЕРЖАНИЕ	222-236

Научное издание

«Фазовые превращения и прочность кристаллов»

Тезисы докладов III Международной конференции (20-24 сентября 2004 г.,
Черноголовка), Черноголовка, 2004, 236 с.

Оформление и компьютерное макетирование Е. В. Черняевой
