

# **Фазовые превращения и прочность кристаллов**



## **ТЕЗИСЫ**

**VII Международной конференции,  
посвященной 110-летию со дня рождения  
академика Г.В. Курдюмова**

**Черноголовка, 30 октября – 2 ноября 2012 г.**

Российская Академия наук

Министерство образования и науки РФ

Научный Совет РАН по физике конденсированных сред.

Межгосударственный координационный совет по физике прочности  
и пластичности материалов

Институт физики твердого тела РАН

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

ГНЦ РФ ЦНИИЧермет им.И.П.Бардина

**Седьмая Международная Конференция**

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

**посвященная 110-летию  
со дня рождения  
академика Г.В.Курдюмова**

*29 октября - 2 ноября 2012 года*

## **СБОРНИК ТЕЗИСОВ**

**Черноголовка  
2012**

УДК  
ББК

**Фазовые превращения и прочность кристаллов:** сб. тезисов VII Международной конференции (29 октября - 2 ноября 2012, Черногоровка), Черногоровка, 240 с.

**Тезисы публикуются в авторской редакции**

# **ВЫСОКО АЗОТИСТЫЕ КОРРОЗИОННО СТОЙКИЕ СТАЛИ – ПЕРСПЕКТИВНЫЙ КЛАСС КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ**

**Банних О.А.**

*ИМЕТ РАН, Москва, Россия*

Коррозионно-стойкие стали находят всё более широкое применение в различных областях техники. Их производство в мире с каждым годом значительно возрастает. Хорошо известно, что азот является одним из наиболее сильных аустенитообразующих элементов и способен заменять никель в коррозионно-стойких сталях как аустенитного, так и мартенситного классов. Такая замена позволяет резко снижать стоимость сталей. Именно это качество явилось стимулом к развитию исследований сталей, легированных азотом. В процессе накопления знаний о свойствах азотосодержащих сталей выявились и другие важные качества таких сталей – повышенная способность к упрочнению при пластических деформациях, высокая статическая и особенно циклическая прочность, твёрдость, износостойкость. При этом у легированных азотом сталей не уменьшилась, а в некоторых химических средах увеличилась стойкость против большинства видов коррозии по сравнению с традиционными хромоникелевыми сталями. Показано, что вышеперечисленные свойства во многом зависят от распределения азота в кристаллической решётке железа, отличающегося от распределения углерода.

Систематические исследования легированных азотом сталей были начаты в начале семидесятых годов прошлого века в СССР и Болгарии. Были разработаны несколько методов введения заданных количеств азота в сталь. Изучен на лабораторном и полупромышленном уровне ряд составов легированных азотом низкоуглеродистых коррозионно-стойких высокоазотистых сталей, исследованы возможности их пластической деформации и термической обработки, показаны ограничения технологии выплавки, деформирования и сварки, связанные с наличием высоких (до 1%) концентраций азота.

К сожалению, можно констатировать, что приоритетность в производстве, обработке и использованию высокоазотистых сталей в настоящее время Россией потеряна. В то время, как в Китае, Японии, Германии, Австрии имеет место непрерывное расширение промышленного производства таких сталей, в России лишь от случая к случаю, в связи с инертностью потребителей, производятся плавки высокоазотистых сталей на ряде предприятий (Ижорские заводы, завод Электросталь и ряд других), а основные работы над такими сталями, как правило, протекают в НИИ (ИМЕТ РАН, ВИАМ, ЦНИИЧМ, ЦНИИ КМ «Прометей», ЦНИИТМАШ), или университетах (МИСИС). Эти работы находятся на уровне лабораторного, или, в лучшем случае, полупромышленного исследования.

Начавшийся в России подъём промышленного производства, однако, позволяет быть уверенным, что имеющийся сегодня научный задел в ближайшие годы будет реализован.

# ПРОЧНОСТЬ, ПЛАСТИЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ НОВОГО КЛАССА МАТЕРИАЛОВ – ПОЛИКОМПОНЕНТНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ

Фирстов С. А., Горбань В. Ф., Крапивка Н. А., Печковский Э.П.

*Институт проблем материаловедения им. И. Н. Францевича НАН Украины*  
Киев, Украина,  
[epf@ipms.kiev.ua](mailto:epf@ipms.kiev.ua)

С использованием термодинамического подхода и разработанных принципов конструирования составов металлических литых многокомпонентных высокоэнтропийных сплавов (ВЭСы) впервые решена проблема создания нового класса материалов - термически стабильных с повышенными эксплуатационными характеристиками при высоких температурах. Полученные результаты позволяют по шихтовому составу прогнозировать фазовый состав, структурное состояние и уровень механических свойств сплава, а также механизмы деформации при высокотемпературном нагружении.

Сплавы содержат 5–10 элементов (главным образом эквиатомного состава) с преобладающим содержанием тугоплавких металлов, а также могут включать образующиеся в процессе выплавки сплавов поликомпонентные интерметаллидные фазы (фаза Лавеса  $c14$  типа  $MgZn_2$ ,  $AlCrTi$ ;  $\sigma$ -фаза типа  $VFe$ ,  $CrFe$ ,  $MoFe$ ;  $\mu$ -фаза типа  $Fe_3Mo_2$ ,  $Fe_7W_6$ ). Сплавы получены путем охлаждения расплава со скоростью 100-1000 °C/сек. Всего изготовлено и изучено больше 100 сплавов.

Благодаря таким факторам упрочнения, как композиционный на уровне кристаллической решетки, твердорастворный всех присутствующих элементов в сплаве, наноструктурный, а также благодаря возможному присутствию дисперсных частиц интерметаллидных фаз обеспечиваются высокие значения характеристик прочности при повышенных температурах. Так, термическая стабильность фазового состава, структурного состояния и механических свойств сплавов сохраняется при отжигах на протяжении нескольких часов до температур  $(0,7-0,8) T_{\text{солидус}}$ ; повышенные значения характеристик прочности сплавов сохраняются при температурах до  $(0,6-0,75) T_{\text{солидус}}$ . Удовлетворительная технологичность сплавов при комнатной температуре достигается за счет подбора определенных составов, обеспечивающих получение необходимого структурного состояния.

Объяснение полученных результатов выполнено в рамках кластерной модели строения жидких металлов и сплавов. Предполагается, что формирование типа фазы, кристаллизующейся первой, имеющей ОЦК или ГЦК кристаллическую решетку, и ее атомного состава происходит, главным образом, в расплаве высокоэнтропийного сплава. Расплав состоит из двух структурных элементов. Один из них – непрерывно движущиеся многокомпонентные кристаллоподобные кластеры, в которых содержатся разнородные атомы всех металлов в расплаве и количественное соотношение которых между собой термодинамически обусловлено. Второй структурный элемент – межкластерный объем, заполненный разнородными атомами, осуществляющими, как и в кластерах, колебательно-диффузионное движение. Между кластерами и межкластерным объемом происходит непрерывный обмен атомами.

Предлагается классификация литых многокомпонентных высокоэнтропийных сплавов по типу фаз в совокупности со структурным состоянием в них. Она позволяет прогнозировать тип структурного состояния и уровень возможных значений характеристик механических свойств сплавов.

## ЭЛЕКТРОННАЯ КОНЦЕПЦИЯ ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ МЕТАЛЛОВ

Гаврилюк В.Г. , Шанина Б.Д.<sup>1</sup>, Шиванюк В.Н. , Теус С.М.

*Институт физики металлов им. Г.В. Курдюмова, Киев Украина,*

*<sup>(1)</sup>Институт физики полупроводников им. В.Е. Лашкарева,  
Киев, Украина*

Анализируются современные гипотезы водородной хрупкости металлических материалов: водородная декогезия, образование псевдогидридов и усиленная водородом локализованная пластичность (HELP).

Показана неприменимость первых двух гипотез к водородной хрупкости сталей. С применением методов температурно- и амплитуднозависимого внутреннего трения, проиллюстрирована также недостаточность для интерпретации экспериментальных данных основного постулата гипотезы HELP об обусловленном водородом экранировании полей упругих напряжений дислокаций как причине водородной хрупкости, хотя само явление HELP подтверждено в экспериментах.

Предложена электронная концепция водородной хрупкости, базирующаяся на повышении водородом плотности электронных состояний (DOS) на уровне Ферми железа, вследствие чего увеличивается концентрация электронов проводимости (свободные электроны на уровне Ферми) и, соответственно, усиливается металлический характер межатомных связей.

В *ab initio* расчёте электронной структуры твёрдых растворов Fe–H получено, что растворение водорода в железе увеличивает DOS на уровне Ферми и уменьшает модуль сдвиг  $s_{44}$ . Измерениями электронного спинового резонанса в аустенитной стали Cr18Mn20Ni0.88 установлено увеличение водородом концентрации свободных электронов на уровне Ферми.

Поскольку водородная хрупкость сталей имеет место только в интервале температур и скоростей деформации, при которых атмосферы атомов водорода сопровождают дислокации в процессе пластического течения, полученные результаты свидетельствуют об уменьшении модуля сдвига  $\mu$  в окрестности дислокаций, следствием чего являются: (i) уменьшение напряжения старта дислокационных источников  $\sigma \approx 2\mu b/L$ , (ii) линейного натяжения  $\Gamma \approx (\mu b^2/4\pi)/\log(\mathcal{R}/5b)$  дислокаций и (iii) дистанции между дислокациями в плоских скоплениях  $d \approx (\pi\mu b)/16(1 - \nu)n\sigma$ , что согласуется с экспериментом.

В отличие от интерпретации явления HELP в рамках теории упругости, разработанная электронная концепция позволяет сформулировать практические рекомендации для разработки сталей с повышенной стойкостью к водородной хрупкости, а именно, легирование элементами, уменьшающими плотность электронных состояний на уровне Ферми. В измерениях электронного спинового резонанса получено, что этому условию удовлетворяют элементы, расположенные слева от железа в таблице Менделеева (Cr, Mn, Mo, ...), в то время как находящиеся справа Ni, Cu, Al, Si повышают DOS и должны способствовать водородной деградации стали.

Исследованием механических свойств наводороженных аустенитных сталей сделанное предположение подтверждено в отношении вышеназванных элементов за исключением кремния. Повышение кремнием водородостойкости сталей объяснено в терминах уменьшения кремнием подвижности атомов водорода и интенсификации индуцированного водородом  $\gamma \rightarrow \epsilon$  превращения.

## ДИФфуЗИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ПОРООБРАЗОВАНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ

Бокштейн Б.С., Епишин А.И., Родин А.О., Светлов И.Л.

*НИТУ «МИСиС»,  
ФГУП ВИАМ, Москва*

Лопатки горячего тракта авиационных газотурбинных двигателей работают тысячи часов под действием различных статических и циклических нагрузок при температурах до 1100 °С. Поэтому для литья ГТ лопаток используют жаропрочные никелевые сплавы (НЖС), обладающие высокой прочностью при повышенных температурах. Лопатки современных ГТД отливают в виде монокристаллов, что позволяет повысить их конструктивную прочность. Отсутствие большеугловых границ зерен исключает межзеренное разрушение. Однако, в монокристаллах НЖС появляются другие опасные дефекты – микропоры, возникающие как в процессе кристаллизации (solidification – S-поры), так и гомогенизации (H-поры) и высокотемпературной ползучести (deformation – D-поры). В двух последних случаях возникновение пор связано с диффузионными потоками и существенно зависит от химического состава сплава. Из-за малого размера (около 10 мкм.) поры заметно влияют на механические свойства. Устранение H-пор связано с применением дорогостоящего процесса горячего изостатического прессования.

Монокристаллы НЖС третьего поколения содержат от 3 до 6 масс.% Re, который существенно увеличивает сопротивление ползучести и предел усталости этих сплавов.

Низкая диффузионная подвижность Re, который собирается в процессе кристаллизации, в основном, в осях дендритов, затрудняет гомогенизацию при термообработке. Так как процесс роста пор является диффузионно-контролируемым, сведения о параметрах диффузии Re в монокристаллах НЖС имеют как фундаментальное, так и практическое значение.

Разработана прецизионная методика изготовления диффузионных пар системы Ni–Re, а также Ni–НЖС CMSX10, и измерены коэффициенты взаимной диффузии в интервале температур 1050–1350 °С. Показано, что эти коэффициенты практически не зависят от состава сплавов при всех температурах. Среднее значение энергии активации составляет около 320 кДж/моль, что больше, чем значения энергии активации диффузии подавляющего большинства других элементов в никеле, кроме вольфрама.

Развита аналитическая модель диффузионного роста H-пор. Основная идея заключается в том, что дисбаланс атомных потоков элементов, движущихся из осей дендритов в междендритные области (W, Re, Cr, Co) и в противоположном направлении (Al, Ni, Ta), приводит к пересыщению вакансиями междендритных областей. Избыточные вакансии конденсируются в поры – эффект Киркендола–Френкеля. После ряда упрощений (простая геометрия, линейное распределение легирующих элементов, независимость диффузионных потоков, конденсация в поры всех избыточных вакансий) было получено удовлетворительное соответствие с экспериментальными данными по изменению пористости при гомогенизации сплава CMSX10. Было также показано, что поры растут в непосредственной близости от поверхности раздела Ni/сплав, и что рост пор связан также с растворением эвтектики  $\gamma-\gamma'$ .

# 1D STRUCTURAL ELEMENTS AND EVOLUTION OF GRAIN MICROSTRUCTURE OF NANOCRYSTALLINE MATERIALS

Shvindlerman L.S.<sup>a,b</sup>, Gottstein G.<sup>b</sup>

<sup>a</sup> *Institute of Solid State Physics, Russian Academy of Sciences,  
Chernogolovka, Moscow Distr., Russia*

<sup>b</sup> *Institut für Metallkunde und Metallphysik, RWTH Aachen University,  
Aachen, Germany*

Recent advances in materials science show that 1D structural elements of polycrystals – grain boundary and interfacial junctions, grain boundary ridges – affect strongly the stability and evolution of nanocrystalline materials. The results of most recent studies of the thermodynamics and kinetics of 1D structural elements of polycrystal are presented. The obtained values of the energy (line tension) of grain boundary and interfacial junctions in a correct thermodynamic approach have received detailed attention. The results of the measurements of the line tension of grain boundary and interfacial triple junctions made it possible to analyze the processes in tricrystals, microstructural polycrystals, powders, and nanowires in a new way. It is shown that the triple line energy effect changes essentially our traditional understanding of grain boundary motion in the systems with small particles (Zener approach), of the Gibbs-Thompson relation and of the vacancy concentration in the vicinity of small voids in polycrystals, which is important for the sintering of powders. The migration of grain boundary systems with ridges of first order was studied in Zn. A theory of steady-state motion of a grain boundary with facets and ridges is elaborated.

## SURFACE EFFECTS AND RESOLVING APPARENT INCONSISTENCY IN GRAIN BOUNDARY MIGRATION RATE MEASUREMENTS IN ALUMINUM

Vilenkin A.

*The Racah Institute of Physics Hebrew University of Jerusalem,  
Jerusalem, Israel*

[vilenkin@vms.huji.ac.il](mailto:vilenkin@vms.huji.ac.il)

We explain in frames of standard theory motion by mean curvature the inconsistent (paradoxical) experimental results of Rath and Hu [1] concerning rate of grain boundary migration in aluminum bicrystals. It was shown in the experiment, that velocity of the grain boundary in wedge shaped bicrystal of aluminum is proportional to power  $n$  of the driving force, which is assumed to be reciprocal of the radius of cylindrically shaped grain boundary, and  $3.3 < n < 4$ , while due to well established theory many experimental data the exponent  $n$  should be equal one.



We study theoretically dynamic of shrinkage of initially cylindrical grain embedded in a 3D single crystal film. The experimental results of the cited paper -velocity of the surface triple junction as a function of its radius are used as a boundary condition imposed on motion by mean curvature of an axisymmetric grain boundary. We develop an analytical method to solution of that problem which yields in particular a dependency of the triple junction velocity on a projection of applied to the junction force, that is grain boundary energy multiplied by cosine of external surface - grain boundary angle. The dependency is a power law with exponent equals the measured in the experiment value of  $n$ .

The boundary condition destroys cylindrical shape of the grain boundary. It gives rise to the second component of the mean curvature which retards motion of the grain boundary. The analytical results are verified by numerical analysis of the problem.

We suggest that the inconsistent kinetics observed in the experiment is caused by an edge effect due to grain boundary interaction with an external surface covered with aluminum oxide.

## References

1. Rath and Hu , Trans Am Inst Min Eng 1969;245:1577.

## FIRST-PRINCIPLES METHODS: NEW PERSPECTIVES IN MATERIALS SCIENCE

**Ruban A. V.**

*Royal Institute of Technology, Stockholm,*  
[a.v.ruban@gmail.com](mailto:a.v.ruban@gmail.com)

First-principles methods, which provide parameter-free way to find physical properties of materials, become a standard tool of theoretical investigation in materials science. This especially concerns the field of phase equilibria and phase transformations, where such methods can be used not only to obtain parameters of phenomenological models, but also to reveal their physical origin and to be a testing tool of the corresponding models themselves. In this short talk some examples will be given where first-principles method brought new understanding and insight in different phenomena related to phase transformations. Most of them are connected with non-trivial connection between magnetism and chemical interactions in Fe alloys.

# STRENGTH AND PLASTICITY OF MULTYGRAPHENE AND MULTIGRAPHANE\* NANOSTRUCTURES, RELEVANCE TO PHASE TRANSITIONS IN INTERCALATED HYDROGEN

Nechaev Yu. S.

*I.P. Bardin Institute for Ferrous Metallurgy,  
G.V. Kurdyumov Institute of Metals Physics, Moscow, Russia  
[Yuri1939@inbox.ru](mailto:Yuri1939@inbox.ru)*

Some thermodynamic (table 1) and technological (methodological) aspects of the graphene/graphane/hydrogen problem are considered. It has been shown [1–5]:

1. Graphane can have not only the “diamond-like” structure of CH hydrocarbon (theory), but also the “graphite-like”, much more strong structure of CH or C<sub>2</sub>H hydride of graphene - graphane\*, which is close in strength to graphene (~10 Mbar).

2. The graphane\* multilayer composite nanostructures - multigraphane\* can be formed under the hydrogen charging of graphite nanofibers – “multigraphene”.

3. Solid molecular (“reversible”) high-purity hydrogen can be intercalated in multigraphane\* in amount of  $\geq 17$  mass. % H<sub>2</sub> of a high density values (~0.7 g(H<sub>2</sub>)/cm<sup>3</sup>( H<sub>2</sub>), ~0.3 g(H<sub>2</sub>)/cm<sup>3</sup>(system)) corresponding to a megabar (~1 Mbar) compression of hydrogen.

4. Such a “megabar” hydrogen in multigraphane\* nanostructures possesses of high energy densities (close to the nuclear fission ones), and it may appear as an ecologically clean, renewable fuel of the nearest future, particularly, for FC-powered vehicles.

**Table 1.** Comparison [3–5] of thermodynamic characteristics of some carbon-based materials and nanomaterials

Carbon-based material	$\Delta H_{f,298}^0$ (eV/atom)	$\Delta H_{C-C}$ (eV)	$\Delta H_{H-C}$ (eV)
Graphite	0.0	4.94 ± 0.03	2.5 ±0.1
Graphene	≤ 0.1	4.94 ± 0.03	2.5 ±0.2
Diamond	0.020 ± 0.001	3.69 ± 0.01	
Graphane (diamond-like)	-0.15 ± 0.05	≤4	2.5 ±0.2
Graphane* (graphite-like)	-0.15 ± 0.05	4.9 ± 0.1	2.5 ± 0.2
Multigraphane*	-0.20 ± 0.03	4.9 ± 0.1	2.5 ±0.1

## References

1. Yu.S. Nechaev, Journal of Nano Research, 2010, **12**, 1-44.
2. Yu.S. Nechaev, Int. Hydrogen Research Showcase 2011, Univ. Birmingham,UK  
<http://www.uk-shec.org.uk/uk-shec/showcase/ShowcasePresentations.html>, (2011).
3. Yu.S. Nechaev, Journal of Nano Research, 2011, **15**, 75-93.
4. Yu.S. Nechaev, Int. Journal of Hydrogen Energy, 2011, **36**, 9023-9031.
5. Nechaev Yu.S. The Open Fuel Cell Journal, 2011, **4**, 16-29.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ АМОРФНОГО ФУЛЛЕРИТА С ЖЕЛЕЗОМ И АЛЮМИНИЕМ

Блантер М.С.<sup>(1,2)</sup>, Борисова П.А.<sup>(2)</sup>, Соменков В.А.<sup>(2)</sup>

<sup>(1)</sup>Московский государственный университет приборостроения и информатики,  
Москва, Россия

<sup>(2)</sup>РНС «Курчатовский институт», Москва, Россия  
[mike.blanter@gmail.com](mailto:mike.blanter@gmail.com)

Методами дифракции нейтронов и рентгеновских лучей и дифференциального термического анализа исследовано взаимодействие аморфного фуллерита C<sub>60</sub> с железом и алюминием в ходе компактирования композита металл-аморфный фуллерит. Образцы аморфного фуллерита были получены механической активацией. Компактирование композитов проводили методом электроимпульсного плазменного спекания под давлением 70 МПа в температурном интервале 800–1200<sup>0</sup>С для композитов с железом и 500–650<sup>0</sup>С – с алюминием. Концентрация железа составляла 5, 50 и 95 ат.%, а алюминия 20 масс.%. Структура исследована методами оптической и сканирующей электронной микроскопии. Для сравнения были исследованы также композиты с кристаллическим фуллеритом и кристаллическим графитом.

Малые концентрации Fe (5 ат.%) не повлияли на структуру углеродной фазы, но железо само превратилось в основном в цементит. При высоких концентрациях Fe (50 или 95 ат.%) возникла неравновесная структура, состоящая преимущественно из феррита и аустенита, сохраняющаяся после охлаждения до комнатной температуры. Аустенит, судя по его периодам решетки, содержит около 1 масс.% С и оказывается аномально устойчивым по сравнению с остаточным аустенитом в углеродистой стали. Аустенита заметно больше в композите с 50 ат.% Fe, чем с 95 ат.%. Охлаждение в жидком азоте приводит к исчезновению линий аустенита на дифрактограммах. Причины появления заметных количеств относительно стабильного аустенита без закалки при взаимодействии железа и стали с углеродными фазами пока не ясны.

В композитах с алюминием после спекания сохраняются две фазы-алюминий и углеродная фаза (аморфный фуллерит, кристаллический фуллерит или графит), но при высокой температуре образуется также карбид алюминия.

*Работа поддержана РФФИ по гранту No. 10-2-00176 и Госконтрактом № 16.552.11.7003.*

# ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФРАГМЕНТАЦИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЁРДЫХ ТЕЛ

Рыбин В.В.

Санкт-Петербургский государственный политехнический университет  
[rybin.spb@gmail.com](mailto:rybin.spb@gmail.com)

Металлы и сплавы, независимо от их химического состава, типа кристаллической решётки, исходной субструктуры и вида нагружения по достижении определённой величины пластической деформации *фрагментируются* в широком диапазоне температур и скоростей. Это означает, что под действием пластической деформации и изначально однородно ориентированные монокристаллические области, например зёрна поликристаллического агрегата, фрагментируются – разбиваются на множество субмикроскопических областей (фрагментов), поперечные размеры которых близки к 0,2–0,3 мкм и слабо меняются с дальнейшим ростом величины деформации, а распределение углов разориентировки соседних фрагментов находится в области большеугловых разориентировок межзёренного типа. При этом величина максимального угла разориентировки фрагментов линейно нарастает с увеличением деформации, так что при достаточно больших деформациях в ансамбле границ фрагментов можно встретить любые из кристаллографически разрешённых разориентировок, а доля большеугловых разориентировок стремится к ста процентам [1].

Эти утверждения были сформулированы более 25 лет назад, на основании общих теоретических построений физики развитой пластической деформации и анализа относительно небольшого массива экспериментальных данных. С тех пор накопилось огромное количество новых экспериментальных результатов, полученных во многих отечественных и зарубежных лабораториях при изучении структур сильнодеформированных модельных и промышленно выпускаемых конструкционных и функциональных металлов и сплавов, деформированных в самых необычных условиях нагружения, в широчайшем диапазоне температурно-скоростных режимов пластической деформации. Особенно подробно были исследованы структуры, характерные для различных вариантов РКУ прессования и экструзии, в том числе и потому, что в последнее десятилетие получили широкое распространение такие методы анализа больших ансамблей разориентировок вновь вернуться к субмикроскопическим областям, как EBSDметод. Удивительно, но все эти новые результаты полностью подтвердили предсказание [1]. Поэтому представляется целесообразным вновь вернуться к анализу доказательной базы явления фрагментации. В том числе, и с учётом недавно опубликованных данных по динамическому нагружению.

## Список литературы

1. В.В.Рыбин Большие пластические деформации и разрушение металлов. - М.: Металлургия, 1986, 224.

## СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И ХРУПКОСТЬ МАРТЕНСИТА

Филиппов Г.А.

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

[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

Основные особенности структурного состояния закаленной на мартенсит стали, установленные в работах Г.В. Курдюмова – высокая плотность дислокаций, пересыщение твердого раствора атомами внедрения, большие остаточные микронапряжения, придают стали высокую прочность и достаточные после отпуска пластичность и вязкость, недостижимые при получении в стали другого типа структур. Однако, в закаленном состоянии эти особенности структурного состояния мартенсита приводят к аномально низкому сопротивлению хрупкому разрушению, возрастающему при отдыхе или отпуске.

Аномальность поведения свежезакаленного мартенсита состоит в том, что хрупкое разрушение носит интеркристаллитный характер, выявляется, в отличие от явления хладоломкости, при низких скоростях деформации и является следствием развития явления замедленного разрушения.

Замедленное разрушение закаленной стали протекает в три стадии: инкубационный период, распространение стабильной трещины и долом. Если скорость деформации настолько высока, что время до разрушения меньше, чем длительность инкубационного периода, то хрупкость данного вида не выявляется. Поэтому склонность к замедленному хрупкому разрушению необходимо оценивать при низких скоростях деформации или статических испытаниях.

Физическая природа явления замедленного разрушения закаленной стали связана с высоким уровнем остаточных локальных микронапряжений, возникающих в результате сдвигового мартенситного превращения, усугубляемых сегрегациями вредных примесей на границах исходных аустенитных зерен. Отдых или отпуск закаленной стали повышает сопротивление замедленному разрушению в результате протекания релаксационных процессов.

Гипотеза о локальных микронапряжениях в закаленной стали нашла отражение в работах К. Мазанца, а экспериментальным подтверждением ее служат явление отдыха, эффект «сжатия», эффект разного сопротивления деформации при сжатии и растяжении (SD-эффект) свежезакаленного мартенсита. Определенную роль в развитии замедленного разрушения играет водород, содержащийся или проникающий в сталь в процессе эксплуатации.

В безуглеродистом мартенсите в закаленном состоянии замедленное разрушение не наблюдается. Однако, в высоколегированных мартенситостареющих сталях это явление было обнаружено в «недостаренном» состоянии, когда наблюдается провал пластичности при испытаниях с низкой скоростью деформации.

Природа этого явления объясняется гипотезой локальных микронапряжений, возникающих на ранних стадиях старения в результате выделения когерентных частиц интерметаллидных фаз.

В практике эксплуатации изделий из высокопрочных сталей со структурой мартенсита с явлением замедленного разрушения, как правило, сталкиваются при нарушениях режима термообработки или в результате насыщения металла водородом.

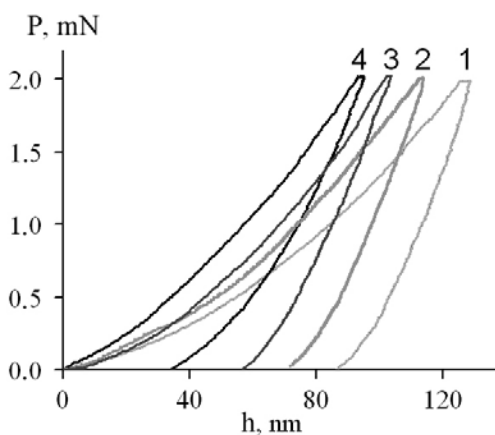
# ПОЧЕМУ ТВЕРДОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ГИДРОКСИАПАТИТА ПРАКТИЧЕСКИ ОДИНАКОВА?

Иевлев В.М., Костюченко А.В.

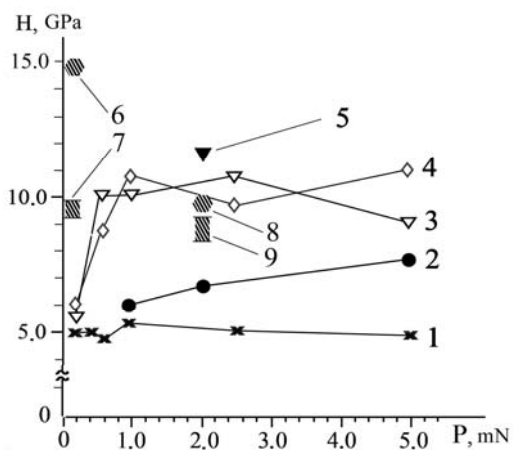
Воронежский государственный университет,  
г.Воронеж, Россия

Из широкого перечня фосфатов кальция основная и наиболее исследуемая фаза в керамиках для замещения костных тканей и биоактивных керамических покрытиях гидроксиапатит  $\text{Ca}_{10}(\text{O}_4)_6(\text{OH})_2$  (ГА). При экстенсивном развитии исследований по различным направлениям синтеза ГА покрытий ощущим недостаток сведений о взаимосвязи его структуры и механических свойств. В обсуждении возможной природы проявления микропластичности ГА мы исходили из следующего: упруго-пластический характер деформации при наноиндентировании микрокристаллов ГА, керамики, зубной эмали и покрытий разной структуры на его основе (рис. 1); отсутствие дислокаций в объеме зерен субмикрокристаллической керамики и нанокристаллических покрытий ГА; наличие периодической дислокационной структуры большеугловых границ зерен в этих объектах; малая вероятность образования дислокаций деформационного происхождения в объеме кристаллической решетки в силу большой длины векторов полной трансляции, равной ее параметрам ( $a = 0,94$  нм,  $c = 0,68$  нм).

Сравнительные характеристики твердости разных образцов ГА приведены на рис. 2. Результаты наноиндентирования плотных нанокристаллических ГА покрытий (3, 4), получаемых при ВЧМР, приближаются к средним значениям для микрокристаллов ГА (при  $P \leq 0,5$  мН  $14,8 \pm 0,1$  ГПа для базисной грани и  $9,5 \pm 1,5$  для призматической грани; при  $P = 2,0$  мН  $9,7 \pm 0,1$  и  $8,8 \pm 0,4$  ГПа [1]).



**Рис. 1.** Диаграммы  $P-h$  аморфного покрытия состава ГА (1), наноструктурной керамики ГА (2), нанокристаллического ГА покрытия (1 мкм) на Ti до ТО (3) и после ТО (4)



**Рис. 2.** Диаграммы зависимости твердости от глубины погружения индентора в поверхность аморфного покрытия состава ГА (1 мкм) (АФК) на Ti (1), наноструктурной керамики ГА (2), нанокристаллического покрытия ГА (1 мкм) на Ti (3) и Si (4) до ТО, на Ti после ТО (5); 6, 8 и 7, 9 – соответственно для базисной и призматической граней микрокристалла ГА (последние данные из [1])

Из ПЭМ изображений участка cross-section образцов, включающих зону отпечатка индентора при нагрузке 35 мН, следует, что сохраняется компактность нанокристаллического образца и под индентором, и вне его. Это подтверждается и ПЭМ изображениями высокого разрешения областей под индентором: вблизи поверхности и вблизи границы с подложкой. Анализ ПЭМ изображений высокого разрешения в зоне сдвига, а также под индентором вблизи поверхности и вблизи границы с подложкой позволяет сделать заключение об отсутствии трещин, т.е. в процессе деформации структура оставалась плотной. В то же время следует отметить измельчение зерен в области под индентором вблизи поверхности (размер зерен не превышает 20 нм, в остальных областях достигает 50 нм)

Слабую зависимость твердости ГА от структуры можно объяснить недислокационным механизмом деформации ГА с учетом особенностей его атомной структуры. Если исходить из того, что структурной единицей ГА является кластер  $\text{Ca}_9(\text{PO}_4)_6$  (кластер Познера), то проявление пластичности и АФК, и, в соответствующей мере, кристаллического ГА может быть связано с «проскальзыванием» по межкластерным границам, характеризующимся меньшей связью по сравнению с внутрикластерными межатомными связями. Кластерное строение с возможным структурным фрагментом  $\text{Ca}_9(\text{PO}_4)_6$  для АФК предполагается из сопоставления ИК-спектров АФК и кристаллического ГА (положение пиков, характеризующих колебательные моды тетраэдров  $\text{PO}_4^{-3}$ , указывает на практически одинаковое окружение атомов фосфора) и из рентгеновской дифрактометрии АФК (радиальное распределение атомов).

В пользу кластерного представления структуры ГА свидетельствуют и рост его кристаллов слоями толщиной около 0.8 и 1.6 нм, и обнаружение стабильных кластеров размером около 0.8 нм в модельных аналогах внеклеточной жидкости тела (SBF) методом динамического рассеяния света, и малая скорость роста, более соответствующая кинетике роста молекулярных кристаллов, и аморфизация ФК при механическом разрушении (при механоактивации). Различием в связях на межкластерных границах в кристаллическом ГА и в АФК объясняется количественная разница их твердости. Есть основание в многоуровневом представлении процессов пластической деформации в случае ГА выделить наноуровень, связанный кластером Познера. При этом в нанокристаллическом ГА не исключается включение механизма межзеренного проскальзывания, чему может способствовать и выявленная в [2] дислокационная структура большеугловых границ зерен.

*Работа выполнена в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» (№ 2012-1.1-12-000-2009-125) и грантов РФФИ (№11-03-90426-Укр\_ф\_а) и Президента «по поддержке молодых ученых - кандидатов наук» МК-3960.2011.3.12.*

## Список литературы

1. Viswanath B., Raghavan R., Ramamurty U., Ravishankar N. Mechanical properties of hydroxyapatite single crystals // Scripta Materialia, 2007. V. 57. P. 361-364.
2. Иевлев В.М., Баринов С.М., Костюченко А.В., Прижимов А.С., Смирнов В.В. О субструктуре компактных керамик на основе гидроксиапатита // Доклады Академии наук, 2011. Т. 437. № 2. С.194-196.

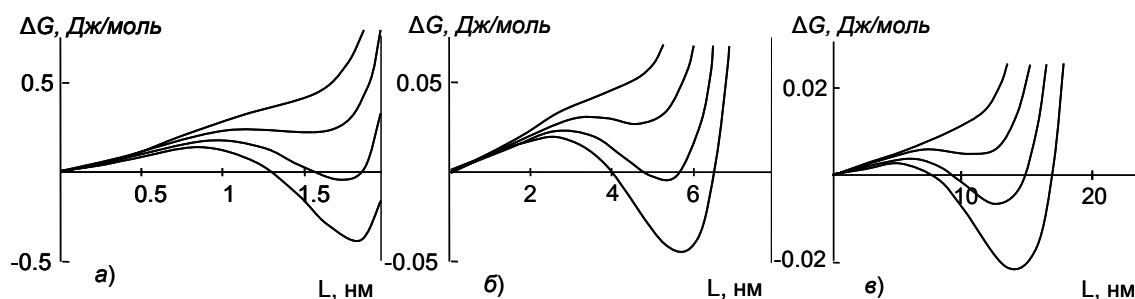
# ТЕРМИЧЕСКАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ РАВНОВЕСНЫХ СОСТОЯНИЙ ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ЗЕРНЕ РАЗНОГО РАЗМЕРА

Федосеев В.Б., Писклов А.В.

ННГУ, Нижний Новгород, Россия,  
[vbfedoseev@phys.unn.ru](mailto:vbfedoseev@phys.unn.ru)

На основе теории нуклеации в приближении идеального раствора выполнен анализ состояния концентрированного твердого раствора в системе ограниченного размера (зерне). Описано множество возможных устойчивых, метастабильных и неустойчивых равновесных состояний, возникающее при уменьшении размера зерна. Анализ влияния температуры на устойчивость стабильных и метастабильных состояний выявил ряд закономерностей. Понижение температуры фазовых переходов для однокомпонентных систем уже давно являются предметом теоретических и экспериментальных исследований. Согласно представленным на рисунке результатам, при использовании приближения идеального раствора, этот эффект воспроизводится и для двухкомпонентных растворов. Другой важной особенностью является рост устойчивости метастабильных состояний пересыщенного раствора при малых объемах к колебанию температуры.

На рисунке приведена зависимость избыточной свободной энергии  $\Delta G$  зерна от размера включения  $L$ , образованного малорастворимым компонентом твердого раствора. Показан интервал температур, в котором происходит инверсия метастабильного и стабильного равновесных состояний при изменении температуры для зерен разного размера.



а) зерно 50 нм, кривые снизу–вверх  $T = 240, 250, 260, 270$  К;  
б) зерно 200 нм, кривые снизу–вверх  $T = 300, 303, 306, 309$  К;  
в) зерно 600 нм, кривые снизу–вверх  $T = 316, 318, 320, 322$  К.

Вертикальный пунктир соответствует максимально возможному размеру включения.

Зависимость энергии образования критического зародыша, его размера и концентрации насыщенного раствора от размеров зерна в совокупности с ростом устойчивости метастабильных состояний должны существенным образом отразиться и на кинетических свойствах мелкокристаллических материалов. В частности, одним из проявлений могут быть эффекты, связанные с "памятью" о предыстории формирования материала.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 11-03-12184-офм-2011)*



# АНИЗОТРОПИЯ ПРОЧНОСТИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ Ti–Al<sub>3</sub>Ti ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Пацелов А. М.<sup>1</sup>, Рыбин В. В.<sup>2</sup>, Гринберг Б. А.<sup>1</sup>, Лавриков Р. Д.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский государственный политехнический университет,

Санкт-Петербург, Россия

[patselov@imp.uran.ru](mailto:patselov@imp.uran.ru)

В работе представлены результаты исследований прочностных свойств слоистых композитов типа металл - интерметаллид при продольном и поперечном направлении приложения нагрузки. Испытания проводили при статическом и динамическом нагружении. Композиты были синтезированы методом реакционного спекания под давлением из исходных титановых и алюминиевых фольг. В результате фазовых превращений, происходящих при вышеупомянутой обработке, конечная структура композитов характеризуется мотивом чередования слоев Ti–Al<sub>3</sub>Ti.

При статическом сжатии для композита с объемной долей интерметаллической фазы Al<sub>3</sub>Ti около 15%, наблюдаются низкие значения пластичности при приложении нагрузки вдоль слоев композита, и почти на порядок более высокие при приложении нагрузки поперек слоев. Заметна также разница в значениях кратковременной прочности для этих двух направлений приложения статической нагрузки. Таким образом, анизотропия строения композита с объемной долей фазы Al<sub>3</sub>Ti около 15% убедительно проявляется в его механических свойствах при статическом нагружении.

Результаты испытаний по динамическому нагружению также показали, что образцы с 15% долей фазы Al<sub>3</sub>Ti, с ориентацией линии V-образного надреза параллельно границе раздела слоев характеризуются более высокими значениями ударной вязкости, чем образцы с поперечной ориентацией надреза. При статическом нагружении слоистого композита с обратным соотношением объемных долей металлической (15%) и интерметаллической (85%) составляющей как вдоль, так и поперек слоев, значения прочности и пластичности остаются практически неизменными. Об отсутствии анизотропии свойств свидетельствуют также результаты динамического нагружения композитов с большой объемной долей алюминидов.

Если условно определить через отношение измеренных характеристик в различных направлениях параметр анизотропии, то величина близкая или равная единице означает практическое отсутствие анизотропии. Соответственно, большее отличие от единицы говорит о большей анизотропии свойства данного материала. Приведенная таблица наглядно демонстрирует вышеупомянутые результаты для исследованных в работе соотношений металл/интерметаллид.

Механические свойства	отношение свойств (поперек слоев/вдоль слоев)	
	15% металла	85% металла
кратковременная прочность	0.97	1.36
пластичность	0.97	8.00
полная работа разрушения	0.86	3.12
ударная вязкость	0.92	3.11

*Работа выполнена при финансовой поддержке проекта УрО РАН № 12-У-2-1011. Измерения механической прочности слоистых композитов при статическом нагружении выполнены в Центре коллективного пользования "Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов" ИФМ УрО РАН. Измерения ударной вязкости проведены в центре коллективного пользования «Пластометрия» Института машиноведения УрО РАН.*

## ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ С ВЫСОКОЙ УДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ

Попов А.А.

*Уральский федеральный университет им. Первого Президента России Б.Н.Ельцина*  
[a.a.popov@ustu.ru](mailto:a.a.popov@ustu.ru)

Рассмотрены вопросы формирования структуры и свойств в сплавах с высокой удельной прочностью на основе титана и алюминия при различных термических и термомеханических воздействиях.

Для высоколегированных сплавов титана изучены процессы распада метастабильной  $\beta$  – фазы и показано, что в зависимости от конкретных условий возможна реализация процессов гомогенного и/или гетерогенного зарождения вторых фаз. В зависимости от состава сплава выделение  $\omega$  – фазы возможно как в виде нанодисперсных эллипсоидальных частиц, так и в виде крупных пластин со сложным внутренним строением. Предложен механизм формирования таких пластин. Зарождение пластин  $\alpha$  - фазы всегда осуществляется по дефектам кристаллического строения, и их рост осуществляется преимущественно в габитусных плоскостях.

Показано, что управляя фазовыми превращениями в сплавах титана возможно реализовывать высокопрочные состояния с удовлетворительными пластическими и вязкостными характеристиками. На примере двухфазного сплава ВТ6 проиллюстрирована возможность получения высокопрочного состояния с размером зерна менее 150 нм комбинированным воздействием пластической деформации прокаткой с небольшими обжатиями и упрочняющей термической обработкой. Предложены механизмы формирования структуры.

Установлено, что в жаропрочных титановых сплавах, варьируя температуры обработки, возможно реализовать процессы упорядочения в  $\alpha$  - фазе как по гомогенному, так и гетерогенному механизмам, которые по разному влияют на вязкостные и пластические свойства при близком уровне прочности.

Для сплавов на основе орторомбических алюминидов титана рассмотрены вопросы формирования структуры и свойств при различных термических и деформационных воздействиях.

### ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА Nb-6,5%Si, ПОЛУЧЕННОГО КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ГРАДИЕНТЕ

**Карпов М.И., Коржов В.П., Внуков В.И., Строганова Т.Н., Кийко В.М.,  
Прохоров Д.В., Желтякова И.С.**

*Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,*  
[korzhov@issp.ac.ru](mailto:korzhov@issp.ac.ru)

Сплав Nb–6,5 мас.%Si благодаря своей температуре плавления, равной 1920°C, имеет потенциальные возможности быть базовым для создания жаропрочных конструкционных материалов, способных работать при температурах 1300°C и выше.

Сплав сначала получали в виде цилиндрических слитков методом плавки во взвешенном состоянии в Ar-атмосфере с разливкой в массивную Cu-изложницу. Далее они переплавлялись в вакуумной установке с контролируемым режимом кристаллизации.

Слиток сплава помещался в трубку из  $ZrO_2$ , которая одним концом сочленялась с Мо- или W-стержнем, и доводился до расплавления. Градиент температуры создавался вертикальным перемещением этой конструкции из горячей зоны в холодную с заданными скоростями. Направленность структуры сплава задавалась теми же Мо- или W-стержнями, выполнявшими также роль затравки.

Структура полученного сплава (рис. 1б) состояла из чередующихся участков с двумя типами структур, отличающихся размером структурных элементов, и не зависела от скорости перемещения в интервале от 2 до 9 мм/мин. Структура 1-го типа (рис. 1а) – это типичная двухфазная эвтектика с элементами из твёрдого Nb-раствора  $[Nb(Si)]$  и соединения  $Nb_3Si$ , имеющими толщину или диаметр от 600 до 700 нм. Структуры 2-го типа (рис. 1в) также состояла из двух фаз, но это были или колонии тонких тёмных выделений соединения  $Nb_5Si_3$  на фоне светлой фазы  $Nb(Si)$  (1), или семейства крупных выделений  $Nb(Si)$  и  $Nb_5Si_3$  неопределённой формы (2).

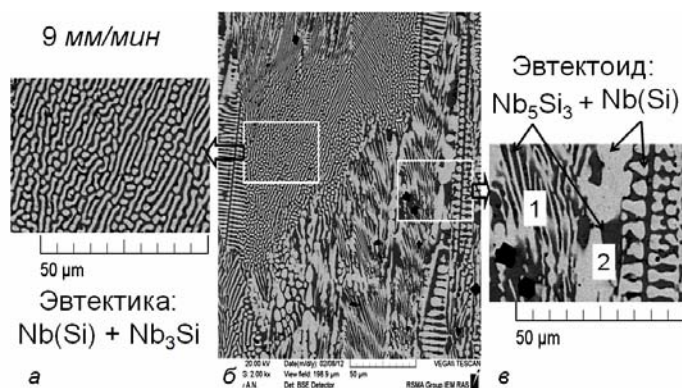


Рис. 1.

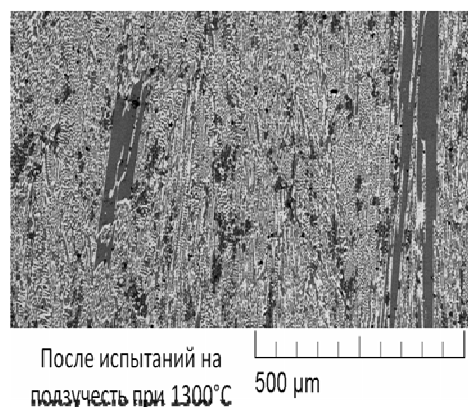


Рис. 2.

Структуры сплавов, полученных охлаждением их расплавов на Мо-стержне, опускавшемся в жидкое Sn, после отжига в течение 6 ч при  $1700^{\circ}C$  (1), после испытаний на изгиб при  $1350^{\circ}C$  (2) и после испытаний на ползучесть при  $1300^{\circ}C$  с общей продолжительностью 30 ч (3) не отличались одна от другой, но отличались от структуры сплава, не подвергавшегося после перекристаллизации таким воздействиям. Во всех трёх этих сплавах, во-первых, отсутствовали участки с эвтектикой и, во-вторых, отмечалось присутствие крупных выделений тёмного цвета и редких, но более крупных вытянутых в направлении продольной оси слитка, выделений тёмной фазы, являющихся интерметаллидом  $Nb_5Si_3$  (рис. 2).

## СТРУКТУРА И НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ НИОБИЙ–АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ ПОСЛЕ СВАРКИ ПРОКАТКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Коржов В.П., Карпов М.И., Прохоров Д.В., Кийко В.М.

Институт физики твёрдого тела РАН, г. Черноголовка, Россия,  
[korzhov@issp.ac.ru](mailto:korzhov@issp.ac.ru)

Ниобий и алюминий благодаря своей пластичности могут использоваться для создания композитных конструкционных материалов, способных работать при температурах  $1300^{\circ}C$  и выше. Идея заключается в создании ламинарной структуры, содер-

жащей чередующиеся слои из относительно пластичного твёрдого раствора Al в Nb и прочного химического соединения Nb<sub>3</sub>Al. Такую структуру можно реализовать термической обработкой многослойных композитов Nb/Al.

На 1-м этапе методом пакетной прокатки с нагревом в вакууме и последующей прокатки при комнатной температуре получали многослойные Nb/Al-фольги толщиной 0,3 мм. Для 1-го цикла прокатки использовался пакет, набранный из Nb- и Al-фольг, для 2-го цикла – многослойные фольги после 1-го цикла. На 2-м этапе из этих фольг, проложенных Al-фольгами, собирались пакеты, которые подвергались уже сварке термообработкой под давлением. Конечная температура, после которой получались ожидаемые ламинарные структуры, равнялась 1700°C.

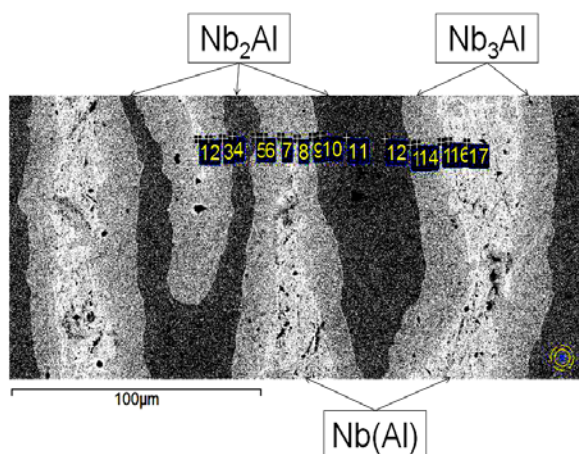


Рис. 1.

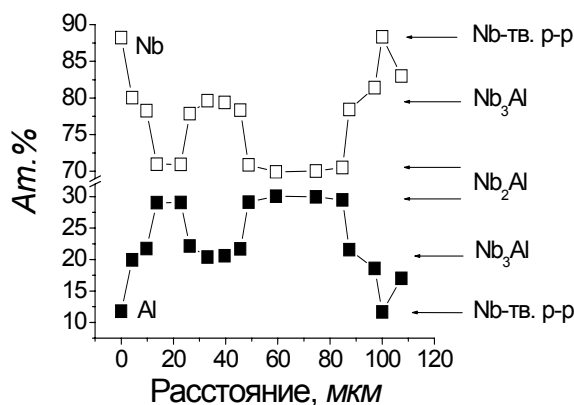


Рис. 2.

На рис. 1 показан один из вариантов микроструктуры вдоль направления прокатки композита, сваренного только из многослойных фольг после 2-го цикла толщиной 0,3 мм в количестве 12 шт. Каждая фольга содержала 256 Nb- и 240 Al<sub>2</sub>Si-слоёв толщиной соответственно ~880 и ~150 нм. Для придания алюминию прочности в исходных пакетах использовался его сплав с 2 мас.%Si. С помощью локального рентгеноспектрального анализа (рис. 2) было показано, что уже после 15-минутного нагрева при 1700°C и давлении ~3 МПа структура композита представляла собой набор из слоёв Nb-твёрдого раствора Nb(Al), содержащего ~12,5 ат.%Al, – светлая фаза, чередующихся со слоями, состоящими из интерметаллидов Nb<sub>3</sub>Al и Nb<sub>2</sub>Al. Причём Nb<sub>2</sub>Al (фаза черного цвета) находится между прослойками из Nb<sub>3</sub>Al серого цвета, граничащими с твёрдым раствором. В этом композите отношение  $h(\text{Nb})/h(\text{Al}_2\text{Si}) = 3$ , где  $h$  – исходные толщины ниобия и сплава Al–Si.

Испытания на изгиб при температурах в интервале 1200-1350°C образцов, вырезанных из композита, показали кратковременную прочность 200-300 МПа. Испытания проводились при параллельной ориентации слоёв и направления приложения разрушающей нагрузки.

## ВЛИЯНИЕ MORFOЛОГИИ БЕЙНИТА НА СВОЙСТВА СВАРИВАЕМОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

Счастливец В.М. <sup>(1)</sup>, Табатчикова Т.И. <sup>(1)</sup>, Яковлева И.Л. <sup>(1)</sup>, Ключева С.Ю. <sup>(1)</sup>,  
Круглова А.А. <sup>(2)</sup>, Хлусова Е.И. <sup>(2)</sup>, Орлов В.В. <sup>(2)</sup>

<sup>(1)</sup> *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*

[tabat@imp.uran.ru](mailto:tabat@imp.uran.ru)

<sup>(2)</sup> *ФГУП ЦНИИ КМ «Прометей», Санкт-Петербург,*

[vvv@prometey2.spb.su](mailto:vvv@prometey2.spb.su)

Основным способом достижения высокого комплекса механических свойств трубных сталей класса прочности Х90-Х100 является совершенствование технологии термической и термомеханической обработок. Штрипсовый прокат, предназначенный для строительства магистральных трубопроводов, эксплуатирующихся в сложных климатических условиях, должен иметь и высокую прочность, и хорошую хладостойкость. Одновременное повышение прочности и хладостойкости низкоуглеродистых низколегированных сталей может быть достигнуто за счет создания высокодисперсной фрагментированной структуры.

Рассмотрены особенности структуры бейнита низкоуглеродистой низколегированной стали 07Г2НДМБТ, полученного при изотермическом распаде аустенита – величина кристаллов, их взаимная ориентация, наличие выделений цементита. Определен температурный интервал формирования бейнита с субзерненным строением. Установлено, что морфология бейнита, образующегося в стали 07Г2НДМБТ при изотермическом распаде переохлажденного аустенита при температурах 550 и 500°С отличается развитым субзерненным строением, что способствует получению высоких механических свойств. Бейнитное превращение при температуре 600°С, осуществленное в изотермических условиях, не происходит до конца, остаточный аустенит распадается с образованием речного мартенсита или нижнего бейнита. Распад переохлажденного аустенита при температуре 450°С приводит к образованию бейнита с грубым строением кристаллов  $\alpha$ -фазы и выделениями крупных частиц цементита.

Установлено влияние размера аустенитного зерна и степени горячей деформации на происходящее при последующем охлаждении бейнитное превращение и субмикрористаллическое строение бейнита. Показано, что термомеханическая обработка низкоуглеродистых низколегированных сталей, заключающаяся в горячей деформации аустенита с крупным нерекристаллизованным зерном и последующем ускоренном охлаждении, позволяет увеличить полноту бейнитного превращения.

Методами металлографии и просвечивающей электронной микроскопии исследована структура листового проката из трубной стали класса Х90, произведенного по технологии двухстадийной термомеханической обработки с ускоренным охлаждением до заданной температуры (ТМО). Структура кристаллов  $\alpha$ -фазы бейнита в сталях, подвергнутых ТМО, характеризуется повышенной плотностью дислокаций и субзерненным строением, что связано не только с развитием фазового  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в области температур, обеспечивающих формирование фрагментированной бейнитной структуры (550–500°С), но и с передачей дислокационной структуры, приобретенной аустенитом при горячей деформации, конечной бейнитной структуре. Эти особенности структуры бейнита определяют высокую прочность и хладостойкость данного класса сталей.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ 10-02-96010-р\_Урал\_а, а также проектов № 12-П-2-1030 и № 12-2-020-ЧТЗ.*

## ФАЗОВЫЕ И МАГНИТНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ni-Mn-In

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

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

В магнитоупорядоченных сплавах наблюдаются как структурные, так и магнитные фазовые переходы, температурный интервал которых зависит от химического состава. В работе изучали влияние химического состава сплавов Гейслера на основе системы Ni-Mn-In на фазовые и магнитные превращения. Для этого варьировали соотношение никеля и марганца в сплавах  $Ni_{47-x}Mn_{42+x}In_{11}$  (где  $x$  от 0 до 2) при постоянном содержании индия.

После длительного отжига и последующего медленного охлаждения структура всех сплавов поликристаллическая. Размер зерна изменялся от 200 мкм в сплаве  $Ni_{47}Mn_{42}In_{11}$  до ~100 мкм в сплавах  $Ni_{46}Mn_{43}In_{11}$  и  $Ni_{45}Mn_{44}In_{11}$ .

При охлаждении во всех сплавах наблюдали фазовый переход мартенситного типа. Мартенситная структура представляет пакеты тонких пластин с плоскими когерентными границами. Внутри каждого пакета длинные оси тонких кристаллов, как правило, выстраиваются параллельно друг другу. Мартенсит имеет модулированную структуру. Возможно сосуществование мартенситных фаз с различной модуляцией, и можно полагать, что тип модуляции в значительной степени определяется составом сплава.

Показано, что с изменением соотношения никеля и марганца от 1,12 до 1,02, то есть при замещении атомов никеля атомами марганца и постоянной концентрации индия в количестве 11 ат. %, изменяются электронная концентрация  $e/a$  и температура мартенситного перехода. Определены температуры как мартенситного, так и магнитного превращений.

Установлено, что с уменьшением электронной концентрации  $e/a$  в исследуемых сплавах температуры прямого и обратного мартенситного превращения понижаются. Обнаружено, что при охлаждении ферромагнитное превращение может наблюдаться как в исходной кубической аустенитной фазе, так и в образующейся мартенситной фазе.

*Работа выполнена при частичной поддержке проекта РФФИ 12-03-00050 и проекта Президиума УрО РАН 12-У-2-1022.*

# DIFFUSION AND MARTENSITIC TRANSFORMATIONS OF THE CARBON STEEL AT ATOMIC LEVEL

**Titorov D.B.**

*Physical-Technical Institute of Ural Branch of Russian Academy of Sciences,  
Izhevsk, Russia*

[titorov@fti.udm.ru](mailto:titorov@fti.udm.ru)

In spite of a huge importance of the phase transformations in the alloys of iron with carbon for the development of technique, technology and civilization as a whole, there are practically no papers on the mechanisms of structural transformations in them with methods of quantum and molecular mechanics.

In the presented report, the mechanisms of interatomic interactions at  $\gamma$ - $\alpha$  transformations during thermal treatment of the iron-carbon steels are analyzed with use of a combined model in which determinicity of the shape and size of atoms, as well as a rule of the pair mutual interaction of the shells of outer electrons, when atoms come closer, are justified by quantum principles [1, 2]. From the combined model, interactions between atoms in a condensed matter occur in accordance with classical physics and mechanics. This allows one to analyze different structural effects at the  $\gamma$ - $\alpha$  transformations in the Fe-C alloys from a unified position and without approximations and suppositions unavoidable in quantum mechanics, as one of its main principles is the uncertainty principle.

It has been shown that the structural peculiarities of the  $\gamma$ - $\alpha$  transformations at different thermal-treatment parameters are conditioned by a difference in size of Fe and C atoms and different density of charge in spherical shells of their outer electrons.

Considered are the mechanisms of the  $\gamma$ - $\alpha$  transformations in iron; of the solubility of carbon in austenite and ferrite; of the austenite stabilization; of the formation of ferrite-cementite structures at a slow cooling and the formation of martensite at quenching; of appearance of the defects with high density in the martensite crystals, angles between them close to  $60^\circ$ , and the orientation relationships of Kurdjumov-Zacks and Nishiyama.

For example, it has been shown that large solubility of carbon in austenite in comparison with ferrite is connected with the fact that carbon atoms can occupy the octahedral site of the austenite, with only slight shift of iron atoms, without penetration of their inner electrons region, as this is forbidden by the Pauli quantum principle. In the center of the octahedral site of ferrite, there is a region of pair mutual penetration of the shells of outer electrons of iron atoms, that is a region of an increased electron density. That is why carbon does not dissolve in ferrite.

Residual austenite and stabilization of austenite are conditioned by the fact that the carbon atomic nuclei with large (+4) positive charge which is not compensated by inner electrons, attract the cupolas of iron atoms penetrating their shell, and keep the iron atoms in the initial austenite lattice positions with higher force than mutually penetrating iron atoms attract each other.

At slow cooling, the C atoms diffuse in the lattice regions expanded by C atoms. As a result, the structures like perlite and other form, and so forth.

1. Titorov D.B. Self-organization of atoms in the nanostructures // *Materialovedenie*, 2011, № 12, p.1-10 (in Russian).
2. Titorov D.B. The Classical Simulation of Interatomic Bonds on the Grain Boundaries and Joints // *Journal of Materials Science and Engineering A*, 2011, № 1, P. 833-837.

# НЕУСТОЙЧИВОСТЬ И НЕОДНОРОДНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КАК ОБЩАЯ ЗАКОНОМЕРНОСТЬ. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ПРЕДПОСЫЛКИ И КИНЕТИКА ПРОЦЕССА НА МАКРОУРОВНЕ

Криштал М.М.

*Тольяттинский государственный университет,  
Тольятти, Россия*

Неустойчивость и макролокализация пластической деформации принципиально несводимы к микроуровню. Изучение этих явлений требует применения методов исследования и анализа достаточно высоких масштабных (структурных) уровней. Вместе с тем, не всякая неоднородность деформации приводит к потере ее устойчивости.

В рамках термодинамического подхода предложена модель зарождения и роста макрофлуктуации деформации типа полосы Людерса при образовании зуба текучести, полосы деформации при прерывистой текучести (ПТ) и шейки перед разрушением. Показано, что появление критического зародыша макрофлуктуации деформации и его самопроизвольный закритический рост возможны только при локализации деформации, приводящей к созданию новой поверхности. Получены выражения для определения размера критического зародыша макрофлуктуации деформации и сделаны оценки его величины. Проведен сравнительный анализ подходов к определению критических зародышей при кристаллизации, при образовании трещины и при макрофлуктуации деформации. Показано, что критический зародыш трещины можно считать предельным случаем критического зародыша макрофлуктуации деформации.

Экспериментальные исследования неустойчивости и макролокализации пластической деформации *in situ* проводили с применением высокоскоростной видеосъемки, тепловизионной видеосъемки и акустической эмиссии (АЭ) с частотным анализом сигналов АЭ. Продеформированные до разных степеней деформации поверхности исследовали с помощью интерферометрии и последующего фрактального анализа поверхностей. Обработку видеорядов проводили по оригинальной методике, последовательно (методом скользящего окна) вычитая друг из друга кадры, отстоящие на различные промежутки времени. Для регистрации и анализа сигналов АЭ применяли оригинальные АЭ-систему и программное обеспечение для спектрального анализа сигналов АЭ на основе быстрого преобразования Фурье и последующего анализа спектральных образов. При этом использовали оригинальные методики кластерного анализа спектральных образов сигналов АЭ.

ПТ и образование полос деформации исследовали на алюминий-магниевого сплавах АМг5 и АМг10, зуб текучести и деформацию Людерса – на стали Ст3. Исследовали поведение кривой растяжения, АЭ и эволюцию поверхности образцов в зависимости от их толщины (для АМг5 и Ст3), а также от размера зерна и исходного состояния поверхности (для АМг5). Испытания проводили при различных скоростях растяжения. Идентифицировали взаимосвязь изменений сигналов АЭ с характерными изменениями кривой растяжения.

Для образцов сплавов АМг5 и АМг10, продеформированных с разной степенью деформации, а также для образцов сплава АМг5 с различным размером зерна определены фрактальная размерность поверхности и критический размер ячейки, при превышении которого фрактальная размерность  $D$  равна топологической. Показано, что пластическая деформация выявляет на продеформированной поверхности внутреннюю структуру материала и приводит к постепенному нарастанию искажений поверхности, фиксируемому по росту перепадов рельефа, а также величины и диапазона проявления фрактальной размерности. При высоких степенях деформации перед разрушением



фрактальность поверхности проявляется при размере базовой ячейки более 1 мм, что соответствует ширине полосы деформации. Это свидетельствует о возрастании области корреляции деформационных процессов до макроуровня. Увеличение размера зерен приводит к увеличению фрактальной размерности при равных степенях деформации, однако, дальнейший рост зерен, сопровождаемый их огранкой, вызывает некоторое снижение фрактальной размерности.

В целом, по мере деформации происходит рост рельефности поверхности, значительное увеличение ее площади и рост радиуса корреляции деформационного рельефа вплоть до макроуровня. При этом с образованием полос деформации связан значительный рост поверхности.

Реальная скорость деформации в полосе деформации при ПТ (также как и время образования полосы деформации) напрямую не связана с заданной скоростью растяжения. Установлено, что значительное изменение заданной скорости растяжения (на три порядка величины) сопровождается не столь значительным изменением скорости деформации в полосе (до 10 раз). Причем с повышением скорости растяжения скорость деформации в полосе может снижаться. Это указывает на самопроизвольный рост полос деформации, независимый от мгновенных условий растяжения, но обусловленный текущим состоянием материала и приложенным напряжением (запасенной энергией упругой деформации), задающими условия самопроизвольного роста полосы деформации из некоторой зародышевой области.

Скоростная видеосъемка деформируемых в условиях макролокализации деформации образцов с последующей обработкой видеорядов методом последовательного вычитания кадров выявляет этапы зарождения полос деформации и их последующий рост. При этом обнаруживаются различные распределения очагов локализации деформации в границах полосы при ее закритическом росте: устойчивые дипольные конфигурации; перемещение очага локализации вдоль линии полосы, иногда с многократным отражением от края образца и сменой направления распространения; одновременное расширение всей полосы вдоль направления растяжения. Также наблюдается возникновение встречных, существенно отстоящих друг от друга, полос и сложных конфигураций из одновременно образующихся трех и более полос.

С помощью тепловизионной видеосъемки и метода АЭ также зафиксирован этап зарождения полосы деформации, выявляющийся по локальному разогреву зоны зарождения полосы, повышению энергии АЭ и смещению спектра сигналов АЭ в сторону низких частот существенно задолго до сброса нагрузки, сопровождающего быстрый рост полосы деформации. При зарождении и развитии макролокализации деформации, наряду с появлением низкочастотных сигналов, сохраняются высокочастотные сигналы АЭ. Это объясняется тем, что высокочастотные сигналы АЭ отвечают отдельным дислокационным актам, проявляющимся во всем диапазоне степеней деформации (при макрооднородной и макронеоднородной деформации), а низкочастотные – коллективным процессам (локализованная деформация).

Общим итогом работы можно считать экспериментальную доказанность с помощью различных методов (высокоскоростная видеосъемка, тепловизионная съемка и акустическая эмиссия) существования критического зародыша макрофлуктуации деформации при различных видах потери ее устойчивости.

При этом смещение сигналов АЭ в сторону низкочастотного диапазона при зарождении полос деформации следует отнести к фундаментальным закономерностям для еще более широкого круга явлений, связанных с любым повышением масштабного уровня пластической деформации.

# ЭВОЛЮЦИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ПЛОТНОСТИ ЗАПАСЕННОЙ ЭНЕРГИИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 110Г13

Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В.

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

[koneva@tsuab.ru](mailto:koneva@tsuab.ru)

При деформации в материале возникают внутренние поля напряжений, что в свою очередь приводит к появлению на электронно-микроскопических изображениях деформированного материала изгибных экстинкционных контуров. По параметрам изгибных экстинкционных контуров можно восстановить поля напряжений, возникающие в деформированном теле. В локальных местах фольги деформация может быть как чисто пластической, так и упруго-пластической. Внутренние напряжения, характеризующие деформацию, образуют тензоры второго ранга. Для кубических кристаллов тензор внутренних напряжений содержит только две независимых компоненты – изгиба  $\sigma_{11}$  и кручения  $\sigma_{12}$ . Остальные компоненты равны нулю или могут быть выражены через напряжения  $\sigma_{11}$  и  $\sigma_{12}$ . В общем случае градиент разориентировок и избыточная плотность дислокаций также образуют тензоры второго ранга. В этих тензорах присутствуют по две независимых компоненты. Пластическая и упругая составляющие амплитуды внутренних напряжений при изгибе соответственно равны:

$$\sigma_{11,пл} = \mu \sqrt{b\beta_{11,пл}}, \quad \sigma_{11,упр} = \mu \cdot t \cdot \chi_{11,упр}. \quad (1)$$

Пластическая и упругая составляющие амплитуды внутренних напряжений при кручении соответственно равны:

$$\sigma_{12,пл} = \mu \sqrt{b\beta_{12,пл}}, \quad \sigma_{12,упр} = \mu \cdot t \chi_{12,упр}, \quad (2)$$

где  $\mu$  – модуль упругости,  $b$  – вектор Бюргерса,  $t$  – толщина фольги,  $\beta_{11}$  и  $\beta_{12}$  – компоненты тензора избыточной плотности дислокаций,  $\chi_{11}$  и  $\chi_{12}$  – компоненты тензора кривизны-кручения кристаллической решетки. При чисто пластической деформации в расчетах внутренних напряжений изгиба и кручения использовались формулы (1) и (2) только для пластической составляющей. Упругая составляющая внутренних напряжений в этом случае равна нулю. Зная компоненты тензора внутренних напряжений изгиба  $\sigma_{11}$  и кручения  $\sigma_{12}$  кристаллической решетки, можно определить плотность энергии деформированного изотропного тела (для плоской задачи теории упругости) по формуле [Смирнов АА, 1966]:

$$\Delta U = 1/4\mu \left[ (1-\nu) \cdot (\sigma_{11})^2 + 2 (\sigma_{12})^2 \right], \text{ где } \nu \text{ – коэффициент Пуассона.}$$

Используя развитую авторами методику, была исследована эволюция внутренних напряжений и плотности запасенной энергии при деформации аустенитной стали 110Г13. Сталь деформировалась растяжением при комнатной температуре вплоть до разрушения. Анализ полученных результатов показал, что деформация по образцу является неоднородной и по природе, и по величине. Так при  $\varepsilon = 10\text{--}36\%$  присутствуют два варианта: пластическая и упруго-пластическая деформации, в то время как при  $\varepsilon = 5\%$  деформация только чисто пластическая. Средняя плотность запасенной энергии при  $\varepsilon = 5\%$  равна  $1,1 \text{ Дж/см}^3$ , далее возрастает и при  $25\%$  достигает значения  $17 \text{ Дж/см}^3$ . Аналогичное поведение обнаруживается и для внутренних напряжений.

# СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ И ПЛОТНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Cu-Al И Cu-Mn

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

ФГБОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»  
г. Томск, Россия  
[koneva@tsuab.ru](mailto:koneva@tsuab.ru)

Дислокационное упрочнение  $\sigma$  основано на соотношении:

$$\sigma = \sigma_f + m\alpha G b \rho^{1/2}, \quad (1)$$

где  $\sigma_f$  – твердорастворное упрочнение (недислокационный вклад в упрочнение),  $m$  – ориентационный множитель,  $\alpha$  – параметр, характеризующий величину междислокационного взаимодействия,  $G$  – модуль сдвига,  $b$  – вектор Бюргера,  $\rho$  – средняя скалярная плотность дислокаций. В соотношении (1) величина дислокационного упрочнения  $\sigma$  зависит от ряда параметров. Среди них весьма важную роль играет параметр  $m\alpha$ . Поскольку величина упрочнения определяется дислокационными контактами, то параметр  $m\alpha$  непосредственно пропорционален дислокационному вкладу в упрочнение. В дислокационной науке анализу величины параметра  $m\alpha$  пока уделялось мало внимания. В настоящей работе сделана попытка исправить это положение.

Методом просвечивающей дифракционной электронной микроскопии была исследована дислокационная структура и ее эволюция с деформацией (растяжение) в поликристаллах твердых растворов Cu–Al и Cu–Mn. Размер зерен варьировался от 20 мкм до 240 мкм, деформация проводилась в интервале температур 293–673 К. Параметр  $m\alpha$  определялся из наклона зависимостей  $\sigma = f(\rho^{1/2})$  для сплавов с разным размером зерен и для разных температур деформации. На рисунке приведена зависимость параметра  $m\alpha$  для сплавов Cu + 0.5 ат.%Al и Cu + 5 ат.%Al для температур деформации 293, 523 и 573 К в зависимости от размера зерна.

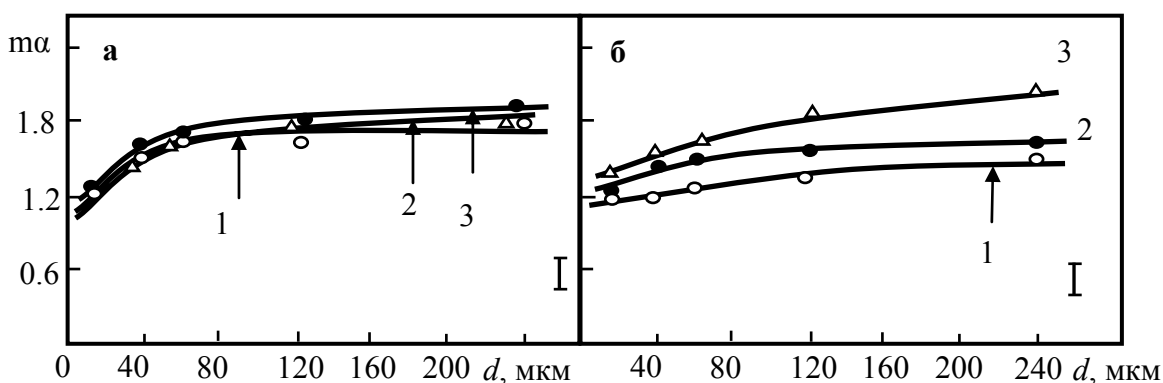


Рис. Зависимости параметра междислокационного взаимодействия от размера зерна при разных температурах деформации в сплавах Cu + 0.5 ат.%Al (а) и Cu + 5 ат.%Al (б):  
1 –  $T = 293\text{K}$ , 2 –  $T = 523\text{K}$ , 3 –  $T = 573\text{K}$

С ростом размера зерна и температуры испытания величина  $m\alpha$  возрастает. При этом интервал изменения параметра  $m\alpha$  для всех сплавов находится в пределах от 1.2 до 2.0. Такое небольшое изменение параметра  $m\alpha$ , наблюдаемое в широком интервале температур деформации, размера зерен и концентрации сплава, несомненно, указывает на то, что этот параметр является важной характеристикой дислокационной теории.

В работе также установлено, что параметр  $m\alpha$  зависит от типа дислокационной субструктуры. Он возрастает при переходе от простых субструктур к более высокоорганизованным.

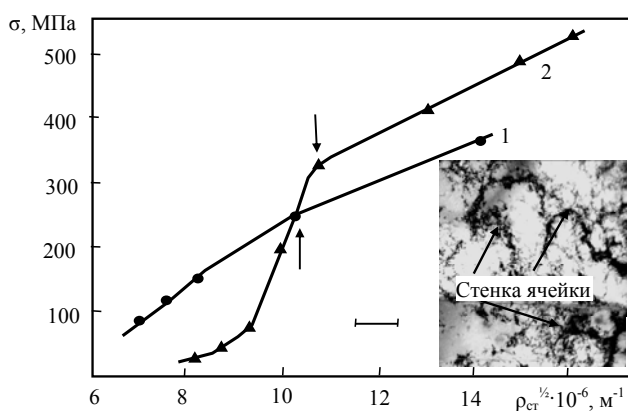
# СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ЯЧЕИСТОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ – БАРЬЕРНЫЙ ЭФФЕКТ

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

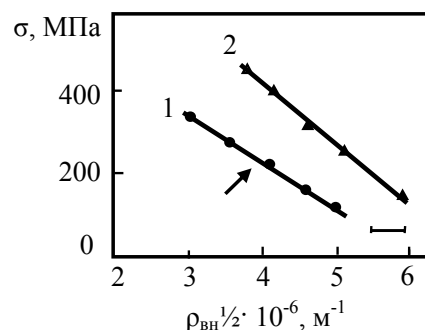
ФГБОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет»  
г. Томск, Россия, [kozlov@tsuab.ru](mailto:kozlov@tsuab.ru)

Целью настоящей работы является исследование эволюции ячеистой дислокационной субструктуры (ЯДС), формирующейся при пластической деформации сплавов. Исследовались поликристаллические сплавы Cu + 0.5 ат.% Al, Cu + 5 ат.% Al, Cu + 0.4 ат.% Mn и Cu + 6 ат.% Mn с размером зерен 60 мкм. В структуре этих сплавов в широком диапазоне деформаций существует ЯДС. Деформация образцов осуществлялась растяжением при комнатной температуре. Дислокационная структура изучалась на фольгах в электронном микроскопе при ускоряющем напряжении 125 кв. По снимкам дислокационной структуры измерялись количественные параметры, характерные для ЯДС.

ЯДС состоит из двух видов дислокационных образований: стенок ячеек с высокой плотностью дислокаций и тела ячеек с низкой плотностью дислокаций. Естественно, что плотные участки (стенки ячеек) тормозят сдвиг, неплотные участки (тело ячеек) его свободно пропускают. Зависимости напряжения течения ( $\sigma$ ) от корня квадратного из плотности дислокаций для этих дислокационных образований имеют принципиально различный вид. На рис. 1 представлены зависимости напряжения течения ( $\sigma$ ) от плотности дислокаций в стенках ячеек ( $\rho_{ст}^{1/2}$ ). Наклон зависимостей является типичным для упрочняющегося при деформации материала: с ростом  $\rho_{ст}$  растет напряжение течения. Наклон зависимостей  $\sigma = f(\rho_{ст}^{1/2})$  – прямолинейный, но в отдельных точках он скачкообразно изменяется. На рис. 1 эти особые точки указаны стрелками. Установлено, что изменение наклона  $\sigma = f(\rho_{ст}^{1/2})$  происходит при появлении разориентировок в стенках ячеек. Стенки ячеек оказывают сопротивление деформированию как обычная дислокационная структура. Тело ячеек демонстрирует другое поведение. С ростом деформации сопротивление деформированию тела ячеек уменьшается. Это обусловлено выметанием дислокаций из тела ячеек в стенки ячеек. Такие процессы не являются случайными. В работе установлено, что средняя плотность дислокаций в стенках ячеек выше на порядок, чем в теле ячеек. По этой причине зависимости напряжения течения от корня квадратного из плотности дислокаций внутри ячеек ( $\rho_{вн}^{1/2}$ ) имеют принципиально другой наклон (рис. 2), чем зависимости для стенок ячеек.



**Рис. 1.** Зависимости напряжения течения  $\sigma$  от корня квадратного из плотности дислокаций в стенках ячеек  $\rho_{ст}$ : 1 – Cu+5ат.%Al; 2 – Cu+6ат.%Mn при  $T = 293K$ . Стрелки показывают переход от неразориентированной к разориентированной ячеистой субструктуре



**Рис. 2.** 1 – Cu + 5 ат.% Al, 2 – Cu + 6 ат.% Mn,  $T_{деф} = 293K$

Зависимости  $\sigma = f(\rho_{ст}^{1/2})$  демонстрируют дислокационное упрочнение, так как с ростом плотности дислокаций в стенках ячеек напряжение возрастает. Напротив, зависимости  $\sigma = f(\rho_{вн}^{1/2})$  демонстрируют дислокационное разупрочнение, так как с ростом плотности дислокаций в теле ячеек напряжение течения уменьшается.

## МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

**Мышляев М. М.**

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

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

На основе экспериментальных данных предложена модель. Рассмотрим произвольную не лежащую в плоскости скольжения субграницу – сетку из двух серий близких к винтовым дислокаций, способных скользить в пересекающихся плоскостях скольжения в разные стороны от сетки. Под действием напряжения сегменты прогибаются между узлами, оказывая на них силовое воздействие. Пересечение дислокаций в одном из узлов под этим воздействием и локализованной в нём термофлуктуации приводит к разрыву узла с образованием порогов на дислокациях, к новым конфигурациям сегментов и к росту силы, действующей на соседние узлы. Последнее облегчает пересечение дислокаций в соседних узлах. Процесс развивается катастрофически, субграница разрушается. Дислокации скользят до соседних границ, внося вклад в деформацию. Достигая их, они изменяют их. Разрушение субграницы меняет условия равновесия для примыкающих к ней субграниц. Они разрушаются или мигрируют. В ходе ползучести границ становится меньше, блоки растут. Часть субграниц изменяется по структуре и/или конфигурации. Они новые кандидаты для разрушения. Т.о. контролируемый пересечением дислокаций разрыв одного узла вызывает движение многих дислокаций и субграниц в значительном объёме материала, что даёт деформацию. Предполагается, что при испытаниях на растяжение на дислокациях образуются межузельные пороги, а при испытаниях на кручение образуются вакансионные пороги.

С целью проверки модели были исследованы:

- анизотропия прочности дислокационных границ субзёрен при ползучести;
- поведение дислокаций и дислокационных границ субзёрен при ползучести непосредственно в высоковольтном электронном микроскопе;
- природа порогов, образующихся на смешанных дислокациях при их пересечении в условиях ползучести при кручении и растяжении кристаллов;
- влияние вида напряженного состояния на природу точечных дефектов, возникающих при стационарной ползучести материалов;
- величина векторов Бюргерса дислокационных петель, возникающих при ползучести материалов;
- природа дислокационных петель и диполей, возникающих при неустановившейся ползучести материалов.

Полученные результаты подтверждают изложенную выше модель стационарной ползучести.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ.*

# ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАГНИТОМЯГКИХ, НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЁНКАХ НА ОСНОВЕ Fe

Шефтель Е.Н.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт металлургии и материаловедения им. А.А.Байкова РАН*

Успехи развития современной микроэлектроники в значительной степени определяются успехами в создании новых высокоиндукционных супер магнитомягких плёночных материалов с уникальным комплексом магнитных, механических и технологических свойств. В этой связи, плёнки сплавов эвтектических и доэвтектических составов квазибинарных систем Fe – Me<sub>IV,V</sub>X (Me<sub>IV,V</sub> – один из металлов IV и V Групп Периодической системы элементов; X – C, N, O) вызывают интерес [1]. В таких плёнках можно сформировать композитного типа структуру, состоящую из наноразмерных зёрен ферромагнитной фазы на основе  $\alpha$ -Fe и упрочняющих её по механизму дисперсного упрочнения частиц немагнитной термодинамически стабильной фазы Me<sub>IV,V</sub>X. Такая структура, обеспечивающая требуемый комплекс свойств, формируется при определённых температурах отжига плёнок, полученных методом магнетронного напыления. Формирование заданного типа структуры в таких плёнках является сложной задачей. Это связано, в том числе, с чрезвычайно высокой чувствительностью фазово-структурного состояния плёнок к малейшим изменениям условий напыления [2]. В этой связи, изучение влияния условий напыления на формирующуюся структуру и её эволюцию при последующем отжиге позволяет получать данные для целенаправленного управления процессом напыления и получения плёночного материала с заданной структурой.

В докладе представлены результаты исследований относящихся к выше указанному классу материалов плёнок Fe<sub>x</sub>Zr<sub>y</sub>N<sub>z</sub>, полученных на кварцевых/стеклянных (SiO<sub>2</sub>) подложках методом реактивного магнетронного напыления. Методами аналитической электронной микроскопии, электронной микроскопии высокого разрешения, электронной и рентгеновской дифракции, мессбауэровской спектроскопии исследовано фазово-структурное состояние плёнок в зависимости от условий напыления и режимов последующего отжига. Определены условия формирования композитной структуры, состоящей, в основном, из двух фаз, ферромагнитной ОЦК фазы на основе  $\alpha$ -Fe со средним размером зерна 3-5 нм и немагнитной ГЦК фазы ZrN. Экспериментально установлена высокая растворимость Zr и N в ОЦК  $\alpha$ -Fe в условиях получения его в нанокристаллическом состоянии, а также установлено, что величина периода кристаллической решётки  $\alpha$ -Fe в нанокристаллическом состоянии меньше, чем у микрокристаллического объёмного  $\alpha$ -Fe. Показано, что отжиг плёнок приводит к образованию на межфазной границе “плёнка-подложка” области, состоящей из нескольких диффузионных слоёв различного фазового состава, формирование которых возможно в системе Fe–Zr–N–Si–O. Полученные результаты проанализированы на основе термодинамических, кинетических, структурных подходов и современных физических представлений об особенностях нанокристаллического состояния [3].

## Список литературы

1. E. N. Sheftel Soft Magnetic Nanocrystalline Films of Alloys of Fe—Refractory Interstitial Phase for Application in Devices for Magnetic Recording Inorganic Materials: Applied Research, 2010, Vol. 1, No. 1, pp. 17–24. © Pleiades Publishing, Ltd., 2010

2. Musil J., Physical and mechanical properties of hard nanocomposite films prepared by magnetron sputtering. Nanostructured coatings, A. Covaleiro and J.Th.M.De Hosson (Eds.) Springer Science+Business Media, LLC, New York, 2006, P.407-463
3. H. Gleiter Tuning the electronic structure of solids by means of nanometer-sized microstructures. Scripta materialia. 2001, v. 44, p. 1161–1168.

## **КАК СОГЛАСОВАТЬ ОРИЕНТАЦИОННЫЕ СООТНОШЕНИЯ КУРДЮМОВА-ЗАКСА С РАЗМЕЩЕНИЕМ УГЛЕРОДА В АУСТЕНИТЕ, МАРТЕНСИТЕ И ФЕРРИТЕ?**

**Крапошин. В.С.**

*МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия,*  
[kraposhin@gmail.com](mailto:kraposhin@gmail.com)

Ранее было показано, что полисинтетический множественный двойник гамма-фазы по  $\{113\}$  неотличим от полисинтетического множественного двойника альфа-фазы по  $\{112\}$  [1]. Соответственно, при мартенситном превращении выполняется соотношение  $\{113\}FCC \parallel \{112\}BCC$ , а известные соотношения Курдюмова-Закса выполняются при этом автоматически. Предложены новые механизмы растворения углерода в гамма- и альфа-фазах железа. В гамма-фазе алмазный (центрированный) тетраэдр углерода замещает тетраэдр железа в решетке гамма-фазы. При образовании двойника по (113)ГЦК октаэдрическая пора превращается в призматическую, алмазные связи разрушаются, и индивидуальные атомы углерода захватываются призмами двойника. Оказалось, что в полисинтетическом двойнике  $\{112\}$  альфа-фазы железа взаимное расположение призм совпадает с их расположением в структуре цементита, откуда следует ориентационное соотношение Багаряцкого между альфа-фазой и цементитом. Растворение единичного атома углерода в альфа-фазе порождает призматическую конфигурацию ближайших к нему атомов железа. Выполнено сопоставление предложенных моделей размещения углерода и взаимных превращений феррита, аустенита и цементита с экспериментальными данными, обнаружено хорошее согласие.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобразования РФ (ГК № 16.523.11.3010) и РФФИ (проект 11-02-00296).*

### **Список литературы**

1. Kraposhin V.S. et al: Proc. of ICOMAT-2011.

## ОБРАЗОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛОВ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДЕФОРМАЦИИ

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

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

Изучено образование нанокристаллов в аморфных сплавах на основе железа и алюминия под влиянием деформации. Деформация осуществлялась методами вращения под высоким давлением (при комнатной и повышенной температурах) и многократной прокатки. Нанокристаллы размером 5–15 нм образуются в зонах локализации пластической деформации по первичной реакции кристаллизации с помощью диффузионного механизма. Экспериментально проверена возможность повышения параметров диффузионного массопереноса в областях локализации пластической деформации. Полученные значения коэффициента диффузии в полосах сдвига не менее чем на четыре порядка превосходят коэффициент диффузии в аморфной матрице. Рассмотрены возможные механизмы такого увеличения. Показано, что основной причиной увеличения диффузионных коэффициентов в местах локализации пластической деформации (полосах сдвига) являются структурные изменения этих мест, в частности, повышенная концентрация в них свободного объема. В результате деформации сплавов на основе железа при температуре 200°C наблюдаются также кристаллы, которые имеют сложное строение. Они имеют больший размер (около 20 нм) и разделены на отдельные области, отделенные друг от друга когерентными или полуккогерентными границами. Проведенный анализ картин, полученной Фурье – превращением прямых разрешений решетки нанокристаллов (FFT) показал, что ориентационные соотношения между решетками соседних нанокристаллических областей не соответствуют двойниковым. Измеренные на полученном изображении межплоскостные расстояния и расположения атомов в чередующихся областях наночастицы по очереди соответствуют межплоскостным расстояниям и расположениям атомов ОЦК решетки  $\alpha$  – Fe и ГЦК решетки  $\gamma$  – Fe. Определены ориентационные соотношения между решетками  $\alpha$  – Fe и  $\gamma$  – Fe в нанокристалле. Они соответствуют ориентационными соотношениями Нишиямы- Вассермана ( $(11-1)_\gamma \parallel (01-1)_\alpha, [1-12]_\gamma \parallel [011]_\alpha$ ) при мартенситном характере превращения. Происходящий при деформации в наиболее крупных нанокристаллах обратный мартенситный переход приводит к их фрагментации, т.е. дополнительному измельчению структуры. Доля таких нанокристаллов не превышает 5 %. Проведено термодинамическое рассмотрение возможности обратного мартенситного перехода в нанокристаллах под действием деформации. Показана принципиальная возможность данного превращения для нанокристаллов определенного размера, формы и ориентации по отношению к прикладываемому напряжению.

*Финансовая поддержка РФФИ (проекты 10-02-00195 and 12-02-00537, частично) с благодарностью подтверждается.*



## ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ АМОРФНОЙ ФАЗЫ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Абросимова Г.Е., Аронин А.С.

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

Рассмотрена эволюция структуры аморфной фазы в металлических стеклах при разного рода воздействиях. Исследованы фазовые превращения в металлических стеклах от исходного аморфного состояния до полностью кристаллического.

Установлено, что отжиг аморфной фазы при температурах, не приводящих к ее кристаллизации, приводит к изменению термической стабильности аморфной фазы (немонотонной зависимости температуры кристаллизации от длительности низкотемпературного отжига). Обнаружено, что изменение температуры расплава перед закалкой может приводить к образованию аморфной фазы с разной термической стабильностью.

Показано, что при кристаллизации аморфной фазы металлических стекол, как правило, образуются метастабильные кристаллические фазы. Установлено, что кристаллизация приводит к одновременному образованию нескольких метастабильных фаз, причем наряду с кристаллическими фазами может образовываться и квазикристаллическая фаза. В процессе фазовых превращений из аморфного в равновесное кристаллическое состояние происходит изменение магнитных и механических свойств материала.

Установлено, что в металлических стеклах на основе железа отжиг ниже температуры кристаллизации может приводить к расслоению аморфной фазы на области, различающиеся по составу и/или типу ближнего порядка, характеризующиеся разным значением температуры Кюри. Обнаружено, что при термообработке до начала кристаллизации в аморфной фазе металлического стекла  $Fe_{90}Zr_{10}$  происходит расслоение на области разного химического состава, которые позже кристаллизуются с образованием разных кристаллических фаз. Особенности структуры указывают на механизм спинодального распада.

В большой группе сплавов обнаружено расслоение аморфной фазы до начала кристаллизации и показано, что области разного состава кристаллизуются независимо друг от друга. Обнаружено, что расслоение аморфной фазы может происходить не только до начала, но и в процессе первичной кристаллизации.

Установлено, что применение пластической деформации позволяет получить и анизотропное изменение расстояний между атомами аморфной фазы, и образование нескольких аморфных фаз, и формирование нанокристаллов при последующем нагреве в локализованных зонах.

Проанализирована возможность управления структурой полностью или частично закристаллизованных образцов (однофазных, многофазных, нанокристаллических, с отличающейся от объема поверхностью) с целью создания новых материалов с требуемым комплексом физических свойств.

*Исследования выполнены при финансовой поддержке РФФИ (гранты 10-02-00195 и 12-02-00537) (частично).*

## ЭФФЕКТИВНАЯ ТЕМПЕРАТУРА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Страумал Б.Б.<sup>1,2</sup>, Мазилкин А.А.<sup>1,2</sup>, Протасова С.Г.<sup>1,2</sup>, Добаткин С.В.<sup>3</sup>, Валиев Р.З.<sup>4</sup>, Баретцки Б.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка*

[straumal@issp.ac.ru](mailto:straumal@issp.ac.ru), [mazilkin@issp.ac.ru](mailto:mazilkin@issp.ac.ru), [sveta@issp.ac.ru](mailto:sveta@issp.ac.ru)

<sup>2</sup>*Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Nanotechnologie,*

*Eggenstein-Leopoldshafen, Germany*

[brigitte.baretzky@kit.edu](mailto:brigitte.baretzky@kit.edu)

<sup>3</sup>*Институт металлургии и материаловедения РАН им. А.А. Байкова, Москва*

[dobatkin@ultra.imet.ac.ru](mailto:dobatkin@ultra.imet.ac.ru)

<sup>4</sup>*Уфимский Государственный Авиационный Технический Университет, Уфа*

[rzvaliev@mail.rb.ru](mailto:rzvaliev@mail.rb.ru)

Интенсивная пластическая деформация (ИПД) может приводить к необычным фазовым превращениям. Теория, разработанная Ж.Мартеном для материалов под облучением [1], предсказывает, что в неравновесных условиях под интенсивным внешним воздействием в материалах могут образовываться фазы, которые в равновесных условиях наблюдаются при некоторой эффективной температуре  $T_{\text{eff}}$ , которая может быть выше температуры ИПД. Мы наблюдали в экспериментах, что ИПД – наряду с измельчением зерен – может приводить к распаду пересыщенного твердого раствора в сплавах алюминий-цинк ( $T_{\text{eff}}$  близка к комнатной), кобальт-медь ( $T_{\text{eff}} \sim 400^\circ\text{C}$ ), никель-медь ( $T_{\text{eff}} \sim 300^\circ\text{C}$ ). После ИПД сплавов Fe–C в них исчезают фазы, неравновесные при температуре и давлении обработки (остаточный аустенит и карбид Хэгга), а остаются только равновесные – феррит и цементит. При ИПД сплавов Ni–Nb–Y исходная смесь пяти кристаллических фаз превращается в смесь двух кристаллических и двух аморфных фаз ( $T_{\text{eff}} = 1450^\circ\text{C}$ ). Анализ опубликованных работ по аморфизации сплавов TiNi и NdFeB при ИПД дает значения  $T_{\text{eff}} = 950\text{--}1250^\circ\text{C}$  и  $T_{\text{eff}} = 700^\circ\text{C}$ . Анализ нанокристаллизации аморфных сплавов тоже позволил определить  $T_{\text{eff}}$ . Наблюдаемая зависимость между величинами  $T_{\text{eff}}$  и коэффициентами объемной диффузии, экстраполированными к температуре ИПД, неплохо описывается формулой Ж. Мартэна.

*Авторы благодарят за финансовую поддержку Российский фонд фундаментальных исследований (проекты 10-02-00086 и 11-08-90439), а также Государственный фонд фундаментальных исследований Украины (проект Ф40.7040).*

### Список литературы

1. G. Martin, *Phys. Rev. B* **30**, 1424–1436 (1984).

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В КРУПНО- И МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ

Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Страумал А.Б., Горнакова А.С.

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

В последнее время получение материалов с ультрамелкозернистой структурой является одним из новых и перспективных путей улучшения их свойств. Изучение процессов, происходящих на границах раздела в поликристаллах, является важной областью физики твердого тела. Подробное исследование фазовых переходов на границах зерен было начато сравнительно недавно. К таким переходам можно отнести фазовый переход смачивания. Условием реализации фазового перехода смачивания жидкой фазой является то, что при повышении температуры энергия границы зерен  $\Sigma_{GB}$  оказывается выше энергии двух границ раздела твердой и жидкой фаз. В этом случае граница зерен в равновесном контакте с жидкой фазой становится неустойчивой, и заменяется на слой жидкой фазы, которая проникает между зернами, разделяя их [1, 2]. Необходимо отметить, что образование зернограничных прослоек может происходить и в случае двух твердых фаз. При этом переход от неполного смачивания твердой фазой к полному может происходить как с повышением, так и с понижением температуры [3].

В системах Al–Zn и Al–Mg при низких температурах в области линии объемного сольвуса объемных фазовых диаграмм были изучены зернограничные фазовые переходы твердофазного смачивания в крупно- и мелкокристаллических поликристаллах с различным содержанием второго компонента с помощью дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК).

В сплавах Al–Zn наблюдается фазовый переход смачивания жидкой и твердой фазами в двухфазных областях фазовой диаграммы. Переход от неполного смачивания жидкой фазой к полному происходит при повышении температуры, а переход от неполного смачивания твердой фазой к полному происходит при понижении температуры. В однофазной области фазовой диаграммы под линией объемного солидуса наблюдалось образование жидкоподобной прослойки, температурная область существования которой характеризуется дополнительным пиком на кривых ДСК и наблюдением “аномальной” пластичности.

Сплавы Al–Mg характеризуются наличием фазового перехода смачивания жидкой и твердой фазами в двухфазных областях фазовой диаграммы. Переход от неполного смачивания жидкой и твердой фазами происходит при повышении температуры. На кривых ДСК, соответствующих однофазной области фазовой диаграммы, появляются дополнительные минимумы.

Полученные данные по ДСК позволили построить линии зернограничного сольвуса на объемных фазовых диаграммах Al–Zn и Al–Mg.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-3748.2011.8)*

1. B. Straumal, O. Kogtenkova, P. Zieba. Acta Mater. 56 (2008) 925–933
2. B. Straumal, R. Valiev, O. Kogtenkova, P. Zieba, T. Czeppe, E. Bielanska, M. Faryna. Acta Mater. 56 (2008) 6123–6131
3. A. Basu, J.D. Majumdar, S.M. Shariff, G.Sundararajan, J. Chakraborty, I. Manna, Scripta Mater. 56 (2007) 887–890.

## ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ СМАЧИВАНИЕ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ И ТИТАНА

Горнакова А.С., Кучеев Ю.О., Семенов В.Н., Страумал Б.Б.

Россия, Черногоровка, Институт физики твердого тела РАН  
[alenahas@issp.ac.ru](mailto:alenahas@issp.ac.ru)

Сравнительно недавно было начато подробное исследование зернограничных фазовых переходов смачивания [1], т.к. появление на границах зерен прослоек вторых фаз существенно изменяет свойства поликристаллов. Изменяется диффузионная проницаемость границ, их подвижность, параметры зернограничного проскальзывания, электрические свойства. Зернограничные прослойки явно и неявно играют важную роль во многих технологических процессах, таких как жидкофазное и активированное спекание, сверхпластическое течение, деформация материалов и т.д. Зернограничные прослойки определяют такие нежелательные явления, как жидкофазное и твердофазное охрупчивание, зернограничную коррозию, краснотекучесть, синеломкость и т.д. Фазовый переход смачивания может наблюдаться в двух- и многокомпонентных системах. В результате такого фазового перехода граница зерен заменяется прослойкой зернограничной фазы. Условием реализации фазового перехода смачивания жидкой фазой является то, что при повышении температуры энергия границы зерен  $\sigma_{GB}$  оказывается выше энергии двух границ раздела твердой и жидкой фаз. В этом случае граница зерен в равновесном контакте с жидкой фазой становится неустойчивой и заменяется на слой жидкой фазы, которая проникает между зернами, разделяя их. Такие фазовые переходы смачивания наблюдали в системах Al–Sn, Zn–Sn, Cu–In, Al–Zn, Al–Mg и Al–Zn–Mg [2–3]. Необходимо отметить, что образование зернограничных прослоек может происходить и в случае двух твердых фаз [4–5]. При этом переход от неполного смачивания твердой фазой к полному может происходить как с повышением, так и с понижением температуры.

Была исследована микроструктура поликристаллических сплавов:

- Zr–Nb (с содержанием 1, 2,5, 4 и 8 масс. % ниобия) в температурном интервале 620–840°C;
- Ti–Nb (с содержанием 3, 5, 10, 20, 30 масс. % ниобия), в температурном интервале 400–880°C.

Для исследования микроструктуры методом индукционного плавления в вакууме были приготовлены двухкомпонентные сплавы (перечисленные выше). Из полученных стержней были нарезаны шайбы толщиной 3 мм. Затем поликристаллические образцы запаивались в кварцевые ампулы ( $P = 4 \cdot 10^{-4}$  Па) и отжигались в двухфазной области, ниже температуры эвтектики. После закалки в воду микроструктуру поликристаллических образцов исследовали с помощью оптического и сканирующего электронного микроскопов. Сканирующий микроскоп - Tescan Vega TS5130 MM Oxford Instruments, позволяющий произвести фазовый анализ, и оптический микроскоп Neophot-32 с камерой 10 Mpix Canon Digital Rebel XT. Во всех исследованных сплавах было обнаружено зернограничное смачивание границ зерен второй твердой фазой.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты 09-02-00294 и 12-03-00894).*

1. Страумал Б.Б. Фазовые переходы на границах зерен. М., Наука, 2003, 327 с.
2. B. Straumal, R. Valiev, O. Kogtenkova, P. Zieba, T. Czeppe, E. Bielanska, M. Faryna. Acta Mater. 56 (2008) 6123–6131

3. В.В. Straumal, А.А. Mazilkin, О.А. Kogtenkova, S.G. Protasova, В. Baretzky. Phil. Mag. Lett. 87 (2007) 423–430
4. А.С. Горнакова, Б.Б. Страумал, А.П. Петелин, А.Б. Страумал. Известия РАН. Серия физическая, 2012, том. 76, с. 114-117.
5. В.В. Straumal, А.С. Gornakova, О.А. Kogtenkova, S.G. Protasova, V.G. Sursaeva, В. Baretzky. Phys. Rev. B т. 78 (2008) ст. 054202

## **КОНКУРЕНЦИЯ УПРОЧНЕНИЯ И РАЗУПРОЧНЕНИЯ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ ОЦК МЕТАЛЛОВ**

**Петухов Б. В.**

*Институт кристаллографии им. А. В. Шубникова РАН, Москва*  
[petukhov@ns.crys.ras.ru](mailto:petukhov@ns.crys.ras.ru)

Пластическое течение ОЦК металлов (и ряда других материалов) лимитируется преодолением дислокациями периодического потенциального рельефа кристаллической решетки. Элементарный акт смещения дислокации на период решетки осуществляется термоактивируемым зарождением пар кинков и их последующим разрастанием, что является своеобразным аналогом фазового превращения. Атомы легирующей примеси оказывают двоякое влияние на все стадии процесса, создавая как центры облегченного зарождения кинков, так и препятствия для разбега кинков. Определение итога этой конкуренции требует развития детальной статистической теории, принимающей во внимание стохастический характер зарождения кинков во времени и хаотичность распределения примесей в объеме материала. Такая теория, являющаяся развитием известной модели Колмогорова-Джонсона-Мела с учетом влияния дефектов, предлагается в настоящей работе. Расчет приводит к предсказанию существования различных режимов кинетики в различных областях значений концентрации примесей и силы их взаимодействия с дислокациями и определяет зависимость скорости дислокаций от всех существенных параметров задачи. Как следствие применительно к пластичности материалов показано, что разупрочнение преобладает при низком содержании примесей, но с повышением их концентрации конкуренцию начинает выигрывать эффект упрочнения, что находится в качественном согласии с экспериментальными данными для широкого круга ОЦК металлов.

## **СТРУКТУРНЫЕ И МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ НАНОКРИСТАЛЛОВ $RVO_3$ , СИНТЕЗИРОВАННЫХ В ТОНКИХ СЛОЯХ СВИНЦОВО-БОРАТНЫХ ОКСИДНЫХ СТЕКОЛ**

**Кедров В.В., Шмытько И.М., Шмурак С.З., Кудренко Е.А., Классен Н.В.**

*Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка,*  
[kedr@issp.ac.ru](mailto:kedr@issp.ac.ru)

Методами рентгеновской дифрактометрии и электронной сканирующей микроскопии обнаружено сильное ориентирующее влияние тонких слоёв (2,5–20 мкм) расплавов некоторых свинцово-боратных оксидных стёкол на кристаллиты  $YVO_3$ ,  $LuVO_3$  и  $ScVO_3$ , синтезированных в этих стеклах при взаимодействии наноразмерных порошков исходных оксидов иттрия, лютетия и скандия с борным ангидридом. Результатом ори-

ентирующего действия тонких слоев расплава свинцово-боратного оксидного стекла является образование ярко выраженной текстуры кристаллитов полученных ортоборатов с осью текстуры вдоль направления [001] для ортоборатов иттрия и лютеция и осью текстуры вдоль направления [104] для ортобората скандия, параллельных нормали к подложке. Такая высоко ориентированная текстура обеспечивает высокую прозрачность полученных стеклокристаллических пленок. Люминесцентные и сцинтилляционные измерения полученных стекло-кристаллических пленок  $\text{YVO}_3$  и  $\text{LuVO}_3$ , активированных ионами  $\text{Ce}^{3+}$ , показали значительный уровень светового выхода при возбуждении рентгеновским излучением от обычной рентгеновской трубки типа БСВ (40 kV, 20 mA) и от источника  $\text{Cs}^{137}$  (661 КэВ). Полученные люминесцентные и сцинтилляционные характеристики свидетельствуют о возможности использования свинцово-боратных оксидных стекол в качестве связующих при создании тонкослойных стеклокристаллических люминофоров на основе ортоборатов иттрия, лютеция и скандия.

*Работа поддержана грантом РФФИ № 12-03-00454-а*

## **ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ТРАНСФОРМАЦИЙ НАНОПОРОШКОВ $\text{BaTiO}_3$ И $\text{PbTiO}_3$ В ТОНКИХ СЛОЯХ ОКСИДНЫХ СТЕКОЛ**

**Шмытько И.М., Кедров В.В.**

*Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка,  
[shim@issp.ac.ru](mailto:shim@issp.ac.ru)*

Методами рентгеновской дифрактометрии и электронной сканирующей микроскопии изучено влияние тонких слоев (2,5–20 мкм) расплавов некоторых свинцово- и натриево-боратных оксидных стёкол на нанокристаллиты  $\text{BaTiO}_3$  и  $\text{PbTiO}_3$ . Показано, что расплавы свинцово-боратных и натриево-боратных стекол приводят к растворению нанокристаллитов  $\text{BaTiO}_3$  уже при 550° С и последующей кристаллизации в стекле уже титаната свинца и, соответственно, титаната натрия ( $\text{Na}_2\text{TiO}_3$ ). Полученные новые перовскитные соединения являются устойчивыми вплоть до температуры 1000° С, выше которой они трансформируются в стеклообразное состояние.

Обнаружено сильное ориентирующее влияние тонких слоёв (2,5–20 мкм) расплавов этих стёкол на кристаллиты вновь синтезированных из титаната бария соединений  $\text{PbTiO}_3$  и  $\text{Na}_2\text{TiO}_3$ . Результатом ориентирующего действия этих слоев стекла является образование ярко выраженной текстуры кристаллитов полученных перовскитов с осями текстуры вдоль направлений [100] и [001], параллельных нормали к подложке.

Совершенно другая ситуация реализуется при внедрении готового микрокристаллического порошка  $\text{PbTiO}_3$  в расплав свинцово-боратного стекла. Уже при 600° С он растворяется и никакой обратной кристаллизации не происходит при последующем понижении температуры расплава.

Изучена природа стабилизации  $\text{PbTiO}_3$  до высоких температур при получении его посредством перекристаллизации в расплаве свинцово-боратного оксидного стекла из титаната бария и полное растворение кристаллитов чистого титаната свинца в расплаве этого стекла.

*Работа поддержана грантом РФФИ № 12-03-00454-а.*

# ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НАСЫЩЕННЫХ ВОДОРОДОМ МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

Купрекова Е. И.<sup>1</sup>, Чумляков Ю. И.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Национальный исследовательский Томский Политехнический Университет,  
Томск, Россия, [kuprekova@mail.ru](mailto:kuprekova@mail.ru)*

<sup>2</sup> *Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия*

На монокристаллах аустенитных нержавеющей сталей Fe–18Cr–14Ni–2Mo, Fe–18Cr–16Ni–10Mn–0.3N (масс.%) исследовано влияние электролитического насыщения водородом на критические скалывающие напряжения  $\tau_{кр}$ , коэффициент деформационного упрочнения  $\Theta$ , стадийность пластического течения и характер разрушения. Показано, что насыщение водородом приводит при 77 К к сильным эффектам твердорастворного упрочнения при временах наводороживания  $t < 2-5$  ч, при  $t > 5$  ч происходит уменьшение  $\tau_{кр}$  с ростом  $t$ . Наводороживание приводит к появлению сильно ориентационной зависимости  $\tau_{кр}$ . Эта особенность механического поведения наводороженных кристаллов аустенитных нержавеющей сталей оказывается близкой к ранее установленным при азотировании сталей и имеет единую физическую природу. Легирование сталей водородом, как и азотом, приводит к уменьшению энергии дефекта упаковки, достижению высокопрочного состояния  $\tau_{кр}/G = 10^{-2}$ . Сочетание низких значений энергии дефекта упаковки с высоким уровнем  $\tau_{кр}$  приводит к воздействию поля внешних напряжений на величину расщепления  $a/2\langle 110 \rangle$  скользящих дислокаций на частичные дислокации Шокли  $a/6\langle 211 \rangle$ . «Мягкие» ориентации [011] с низкими значениями  $\tau_{кр}$  соответствуют случаю, когда дислокации увеличивают свое расщепление. В «жестких» [012], [001] с высокими значениями  $\tau_{кр}$  величина расщепления уменьшается по сравнению с ненагруженным состоянием. Высокое содержание водорода может при 77 К привести к смене механизма деформации от скольжения к двойникованию. Таким концентрациям соответствует стадия уменьшения  $\tau_{кр}$  с ростом  $t$ .

В монокристаллах Fe–18Cr–14Ni–2Mo, Fe–18Cr–16Ni–10Mn–0.3N при малых временах наводороживания  $t < 5$  ч при 300 К обнаружено уменьшение  $\tau_{кр}(t)$ . Разупрочнение связывается с эффектом упругого экранирования из-за образования атмосфер Коттрелла из атомов водорода. Рост  $\tau_{кр}(t)$  при  $t > 5$  ч связывается как с изменением структуры твердого раствора водорода в сталях, так и с образованием микропор.

Показано, что водород в кристаллах стали Fe–18Cr–14Ni–2Mo, деформированных при 77 К, приводит к развитию  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$  мартенситным превращениям при меньших предварительных деформациях скольжением. Это обстоятельство косвенно подтверждает литературные данные об уменьшении энергии дефекта упаковки с ростом содержания водорода.

Установлено, что легирование водородом сталей Fe–18Cr–14Ni–2Mo, Fe–18Cr–16Ni–10Mn–0.3N приводит к развитию планарного скольжения преимущественно в одной системе скольжения и определяет явление «перескока» оси кристалла через симметраль [001]-[ $\bar{1}$ 11]. В кристаллах стали Fe–18Cr–16Ni–10Mn–0.3N, деформированных при 300К, насыщение водородом приводит к увеличению однородного удлинения из-за подавления образования шейки.

## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СТАБИЛЬНОСТЬ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Nb-(Ta, Zr)

Прокошкин С. Д.<sup>1</sup>, Браиловский В.<sup>2</sup>, Инаекян К. Э.<sup>2</sup>, Коротницкий А. В.<sup>1</sup>,  
Дубинский С. М.<sup>1,2</sup>, Шереметьев В. А.<sup>1</sup>, Петржик М. И.<sup>2</sup>, Филонов М. Р.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», Москва,*

<sup>2</sup> *Ecole de technologie superieure, Montreal, Canada*

[prokoshkin@tmo.misis.ru](mailto:prokoshkin@tmo.misis.ru)

Создание новых материалов для медицинских имплантов является одной из важнейших задач развития современной медицинской техники. Традиционно используемые в качестве материала имплантов сплавы резко отличаются по механическим свойствам от костной ткани; их модуль упругости гораздо выше, чем у кости. Наиболее близки по механическому поведению к костной ткани сплавы с памятью формы (СПФ), проявляющие сверхупругость. Традиционные сплавы на основе интерметаллида TiNi содержат токсичный никель, что ограничивает их медицинское применение. В качестве заменителей никелида титана привлекают к себе внимание СПФ на основе Ti-Nb, в которых также протекает обратимое мартенситное превращение. К ним, в частности, относятся сплавы систем Ti-Nb-Ta и Ti-Nb-Zr, в состав которых входят только биосовместимые компоненты.

Методами электронномикроскопического и рентгеноструктурного анализов СПФ Ti-Nb-Zr была определена область режимов ТМО, включающей холодную деформацию и последеформационный отжиг, при которых формируются наносубзеренная и нанокристаллическая структуры  $\beta$ -фазы. Оптимальная наносубзеренная структура обеспечивает наиболее высокие функциональные характеристики в условиях многократной реализации сверхупругой деформации: минимальный модуль Юнга и число циклов до разрушения. Изучено влияние низкотемпературного старения на сверхупругое поведение СПФ. Определен кристаллографический ресурс обратимой сверхупругой деформации СПФ Ti-Nb-Zr (4.5–5%) и Ti-Nb-Ta ( $\approx 3\%$ ). При циклических механических испытаниях по схеме «деформация-разгрузка» с промежуточной паузой 40 дней сплавы Ti-Nb-Zr и Ti-Nb-Ta проявляют в первом цикле несовершенное сверхупругое поведение, которое при последующем механоциклировании ( $N = 10$  циклов) совершенствуется, причем быстрее в сплаве Ti-Nb-Zr. Модуль Юнга уменьшается в ходе механоциклирования, приближаясь к модулю Юнга плотной костной ткани (25–30 ГПа); у сплава Ti-Nb-Ta он систематически ниже, чем у сплава Ti-Nb-Zr. Достигнутая в 10-ом цикле испытания величина модуля Юнга стабильна, она мало изменяется при последующем вылёживании в течении 40 дней и затем в ходе дополнительного механоциклирования. Остаточная деформация, фазовый предел текучести и механический гистерезис в ходе сверхупругого механоциклирования уменьшаются, затем после вылёживании в течении 40 дней восстанавливаются, а при повторном механоциклировании опять уменьшаются.

Пеноматериал из СПФ Ti-Nb-Zr, обладающий гораздо более высоким пределом текучести, чем костная ткань, в условиях механоциклирования проявляет наиболее низкий модуль Юнга ( $\approx 10$  ГПа), соответствующий модулю Юнга некоторых пористых костных тканей. Дополнительный отжиг понижает модуль Юнга еще в 1.5 раза.



## ДИССИПАТИВНЫЕ СТРУКТУРЫ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ

Гринберг Б.А., Иванов М.А.<sup>1</sup>, Рыбин В.В.<sup>2</sup>, Пацелов А.М.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

<sup>1</sup>*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова, Киев, Украина*

<sup>2</sup>*СПбГПУ, Санкт-Петербург, Россия*

Исследовались следующие соединения: титан-орторомбический алюминид титана, медь-тантал, алюминий-тантал и железо-серебро. Свариваемые пары отличаются друг от друга по взаимной растворимости, которая практически отсутствует для пар медь-тантал и железо-серебро. На основе структурных исследований выявлена последовательность диссипативных структур, которая обеспечивает сцепление поверхностей обеих пластин.

**Фрагментация при взрыве.** Явление фрагментации при взрыве было исследовано Н. Моттом. Мы полагаем, что подобная фрагментация происходит также и при сварке взрывом. Наблюдаемая при сварке взрывом фрагментация типа дробления (ФТД) представляет собой процесс разделения на частицы, которые либо разлетаются, либо стыкуются друг с другом. Дробление на частицы сопровождается возникновением новых поверхностей, так что ФТД является мощным диссипативным каналом, который включается во время взрыва.

**Фрагментация при интенсивной деформации.** При сварке взрывом наблюдается фрагментация другого типа, когда вообще не происходит образование новых частиц. Имеется в виду традиционная фрагментация, которая включает в себя накачку дислокаций, формирование клубковой, ячеистой и полосовой структур, рекристаллизацию. В отличие от ФТД, традиционная фрагментация наблюдается несколько дальше от поверхности раздела и происходит при остаточных температурах и напряжениях.

**Неоднородности поверхности раздела: выступы, зоны локального расплавления.** Поверхность раздела не является гладкой, а представляет собой хаотический рельеф с большим числом выступов и впадин. Размеры наиболее крупных выступов в среднем составляет десятки мкм, достигая в отдельных случаях 100 мкм. Выступы играют роль "клиньев", связывая контактирующие материалы между собой. Только образованием выступов на плоской границе можно объяснить наблюдение областей трех типов: тантала, меди (алюминия) и зоны локального расплавления, содержащей оба элемента.

**Зоны локального расплавления: истинные растворы.** При нормальной растворимости исходных материалов зоны локального расплавления имеют вихревую структуру в виде концентрических колец. Фактически вихревая зона является нанокристаллической. Опасность для прочности сварного соединения представляет образование хрупких интерметаллических фаз в том случае, если расплавление распространяется вдоль всей границы раздела.

**Зоны локального расплавления: коллоидные растворы.** При отсутствии взаимной растворимости независимо от формы границы, зона локального расплавления заполнена коллоидным раствором, в котором дисперсной фазой являются твердые частицы тугоплавкой фазы, а дисперсионной средой расплав второй фазы. Сформулированы возможные причины хорошего качества соединения медь тантал, благодаря которым в [1] был получен посредством сварки взрывом трехслойный композит (сталь-медь-тантал), из которого сконструирован химический реактор большой мощности.

1. D. Frey, J. Banker // Proceedings of Corrosion Solutions Conference 2003. –USA. –Wah Chang. – 2003. –pp.163-169

## ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ

Ульшин С.В., Ульшин В.И.

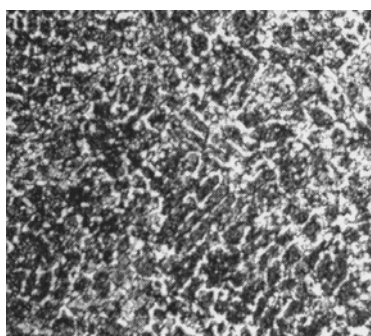
*Институт проблем материаловедения, г. Киев, Украина*

[ulshin@ipms.kiev.ua](mailto:ulshin@ipms.kiev.ua)

Целью данной работы было изучение влияния термовременной обработки (ТВО) расплавов на структуру и свойства порошка быстрорежущей (БС) стали Р6М5Ф3. Сущность ТВО состоит в перегреве расплава на 300 - 400 °С выше температуры ликвидуса с выдержкой 20– 30 мин. Металл при ТВО нагревали до температуры 1750 °С, при обычном распылении – до 1600 °С.



а



б

**Рис.** Микроструктуры порошинок после распыления с ТВО (а) и после обычного распыления (б). х800

Порошки получали методом газового распыления азотом давлением 0,7 МПа при температуре распыления 1550 °С. При распылении с ТВО гомогенизация и термодинамическая стабилизация расплава смещает грануло-метрический состав в сторону мелких фракций в сравнении с обычным распылением. Практически все частицы фракции –630 + 50 мкм при распылении с ТВО приобретают ячеистую структуру с метастабиль-

ным составом гомогенных  $\delta$ ,  $\gamma$  и  $\alpha$  – фаз и карбида  $M_2C$ . При обычном распылении формируется дендритно-ячеистая структура только на мелких фракциях (–100–+50 мкм) и дендритная на остальных.

Спекание образцов проводили в твердофазной области. Установлено, что в интервале температур от 1160 до 1200 °С происходят превращения в карбидных фазах  $M_{23}C_6 \rightarrow M_6C \rightarrow MC$ , которые сопровождаются перераспределением легирующих элементов и углерода. Анализ карбидных фаз показал, что более предпочтительным с точки зрения повышения теплостойкости БС является интервал температур спекания 1160–1180 °С (0,5–1 ч) в котором преобладают карбиды типа  $M_{23}C_6$  размером от 0,5 до 2 мкм которые при нагреве под закалку (1190–1200 °С) практически полностью переходят в твердый раствор.

Установлено, что порошки, полученные по технологии распыления с ТВО, обладают большей усадкой при спекании (6%) по сравнению с порошками, полученными без ТВО (усадка 1%).

**Таблица.** Характеристики порошковых прессовок из БС марки Р6М5Ф3 после прессования и спекания при температуре 1180 °С продолжительностью 1 ч.

Технология	Насыпная плотность порошка, г/см <sup>3</sup> (%)	Плотность после прессования, г/см <sup>3</sup> (%)	Уплотнение после прессования, %	Плотность после спекания, г/см <sup>3</sup> (%)	Усадка после спекания, %
Обычная	4,6 (57)	6,3 (78)	23	6,4 (79)	1,0
с ТВО	5,0 (62)	6,4 (79)	17	6,9 (85)	6,0

# МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ И ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ СТРУЙНОМ ФОРМОВАНИИ

Ульшин С.В., Ульшин В.И.

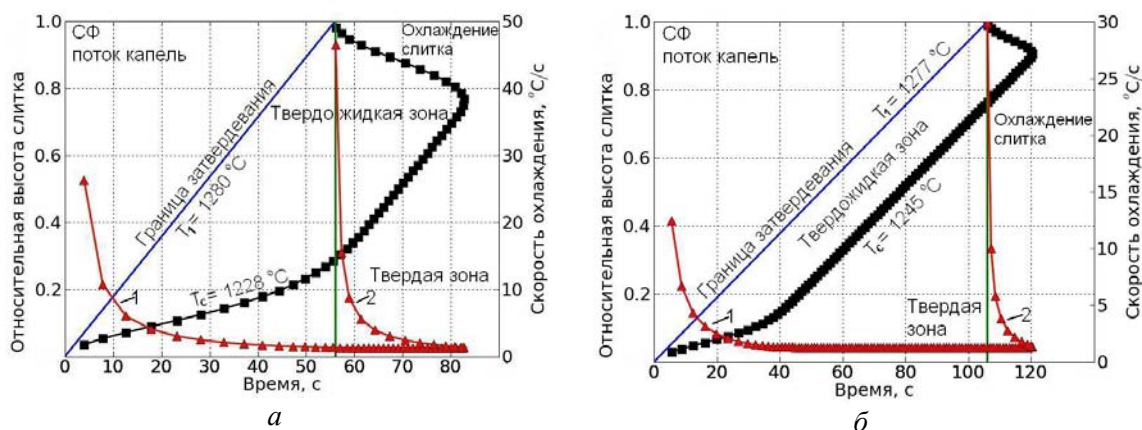
Институт проблем материаловедения, Киев, Украина

[ulshin@ipms.kiev.ua](mailto:ulshin@ipms.kiev.ua)

Изучены закономерности кинетики затвердевания доэвтектических и эвтектических сплавов в системе легирования Fe–Cr–C в зависимости от состава и скорости охлаждения на каждом этапе затвердевания слитка в процессе его получения струйным формованием (СФ).

СФ составляют два процесса: распыление расплавленного металла газом и осаждение на подложку распыленных частиц расплава с высокими скоростями охлаждения  $10^3 - 10^6$  °C/с. На первом этапе затвердевания переохлажденных частиц на подложке в результате повторного нагрева от выделения тепла кристаллизации (рекалесценции) формируется характерный градиентный слой, в котором устанавливается градиент температур в интервале температур солидус – ликвидус. На втором этапе в нарастающем слое формируется продвигающийся фронт затвердевания, представляющий собой двухфазную твердо-жидкую область (зону), которая зависит от состава сплава и определяет скорость затвердевания слитка. Ширина двухфазной области в слитке, в которой формируется метастабильная первичная структура в данном установившемся интервале температур, определяется кинетическими условиями затвердевания.

Разработана компьютерная программа вычисления теплового поля слитка. Получены распределения температурного поля в слитке в процессе СФ и после его окончания до полного затвердевания. Результаты компьютерного моделирования кинетики затвердевания слитков толщиной 40 мм из доэвтектического чугуна X12 (а) и эвтектического чугуна ИЧХ25 (б) при СФ представлены на рисунке.



**Рис.** Результаты моделирования кинетики затвердевания доэвтектического чугуна X12 (а) и эвтектического чугуна ИЧХ25 (б) в процессе осаждения потока капель при СФ и при охлаждении после окончания СФ слитка толщиной 40мм;  $T_1 - T_c$  – кривые продвижения двухфазной области (твердожидкая зона):  $T_1$  – температура начала фронта затвердевания и  $T_c$  – температура солидус – конца фронта затвердевания; 1 – скорость затвердевания двухфазной зоны слитка; 2 – скорость охлаждения на свободной поверхности после окончания СФ.

# ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ NiFeGaCo

Панченко Е.Ю.<sup>1</sup>, Тимофеева Е.Е.<sup>1</sup>, Ветошкина Н.Г.<sup>1</sup>, Чумляков Ю.И.<sup>1</sup>,  
Maier H.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета,  
Томск, Россия,

<sup>2</sup>University Paderborn, Lehrstuhl für Werkstoffkunde, Paderborn, Germany  
[panchenko@mail.tsu.ru](mailto:panchenko@mail.tsu.ru)

Целью настоящей работы было исследование влияния дисперсных частиц  $\gamma$ - и  $\gamma'$ -фаз размером от 5 до 300 нм на циклическую стабильность сверхэластичности при деформации сжатием и выяснение механизмов функциональной деградации при изотермических циклах «нагрузка–разгрузка» при  $T = 295$  К в монокристаллах ферромагнитного сплава Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub>, испытывающих B2(L2<sub>1</sub>)–14M–L1<sub>0</sub> мартенситные превращения.

Экспериментально показано, что в монокристаллах, ориентированных вдоль [001], [ $\bar{1}23$ ] направлений, выделение дисперсных частиц размером до 30 нм (старение при 673 К, 1 и 4 ч) приводит к развитию мартенситных превращений 2-го типа по классификации Тонга–Веймана, обратное превращение начинается при  $A_s < M_s$  в условиях противодействующей химической движущей силы за счет накопленной при прямом превращении обратимой энергии. При развитии мартенситных превращений в кристаллах наноразмерные (до 30 нм) частицы деформируются упруго в матрице и включаются в мартенситные кристаллы без релаксации упругой энергии и генерации дислокаций на границе «частица–матрица». Это приводит к высокой циклической стабильности сверхэластичности в [001]- и [123]-кристаллах, содержащих частицы размером до 30 нм. Мартенситные превращения под нагрузкой в таких материалах протекают с узким механическим гистерезисом  $\Delta\sigma < 30$  МПа, критические напряжения  $\sigma_{0.1}$  образования мартенсита и обратимые деформации не изменяются с увеличением числа циклов, величина сверхэластичности в [001]-кристаллах составляет  $\epsilon_{сэ} = 5.5(\pm 0,5)\%$ .

Состаренные при 823 К, 0.5 ч [001]- и [123]-монокристаллы, содержащие крупные частицы размером 150÷300 нм, испытывают мартенситные превращения 1-го типа по классификации Тонга–Веймана ( $A_s > M_s$ ), которые характеризуются низкой величиной накопленной упругой энергии. При развитии мартенситных превращений в этих кристаллах упругая энергия релаксирует за счет пластической деформации и стабилизации мартенсита, генерации вариантов «неориентированного» мартенсита на границе «частица–матрица», что обуславливает «турбулентный» характер развития мартенситных превращений и низкую циклическую стабильность сверхэластичности. В [123]-кристаллах, содержащих частицы размером 150–300 нм, с увеличением числа циклов до 100 величина сверхэластичности уменьшается на 43 %, критические напряжения падают на 37 %, коэффициент деформационного упрочнения возрастает в 2.6 раза.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ, 12-08-00573-а, ФЦП «Кадры» № 14.740.11.0258.

# ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ДВОЙНОЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ И НАНОКОМПОЗИТАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА $\text{CoNiAl}$

Панченко Е.Ю., Канафьева А.С., Чумляков Ю.И., Кириллов В.А.

Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета,  
Томск, Россия,  
[panchenko@mail.tsu.ru](mailto:panchenko@mail.tsu.ru)

На монокристаллах  $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$  (ат.%), ориентированных вдоль [011] и [001] направлений, установлено влияние старения при 673 К, 0,5 ч в свободном состоянии и под сжимающей нагрузкой 100 МПа на температурную зависимость критических напряжений образования мартенсита и предела текучести В2-фазы, температурный интервал наблюдения сверхэластичности, величину механического гистерезиса.

Экспериментально показано, что в закаленном состоянии в монокристаллах  $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$ , испытывающих В2-L1<sub>0</sub> мартенситные превращения, наблюдается сильная ориентационная зависимость сверхэластичности при деформации сжатием: [001]-монокристаллы характеризуются низкими критическими напряжениями образования мартенсита под нагрузкой и узким механическим гистерезисом  $\Delta\sigma = (23 \pm 3)$  МПа по сравнению с [011]-монокристаллами, для которых развитие МП под нагрузкой сопровождается широким механическим гистерезисом  $\Delta\sigma = (122 \pm 3)$  МПа.

Выделение дисперсных частиц  $\epsilon$ -Co с ГПУ решеткой,  $\alpha$ -Co с ГЦК решеткой и со сверхструктурой типа  $\text{Ni}_2\text{Al}$  размером до 20 нм (общая объемная доля частиц  $f \sim 20\%$ ) при старении монокристаллов при 673 К, 0,5 ч приводит к созданию наноконструктов, в которых матрица испытывает В2-L1<sub>0</sub> превращение, а частицы – нет. Это способствует упрочнению высокотемпературной В2-фазы, ослаблению ориентационной зависимости функциональных свойств и расширению температурного интервала сверхэластичности по сравнению с закаленным состоянием. Величина механического гистерезиса  $\Delta\sigma$  независимо от ориентации в состаренных монокристаллах не превышает  $(50 \pm 3)$  МПа.

Монокристаллы  $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$ , ориентированные вдоль [011] и [001] направлений, во всех структурных состояниях при деформации сжатием в циклах «нагрузка-разгрузка» при  $T = 293$  К демонстрируют высокую циклическую устойчивость сверхэластичности.

Впервые показано, что старение при 673 К, 0,5 часа под нагрузкой [011]-монокристаллов  $\text{Co}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Al}_{30}$  создает условия для наблюдения двойного эффекта памяти формы с величиной обратимой деформации при охлаждении/нагреве  $\epsilon_{\text{СЭ}} = 2,3 \pm 0,3$  (%) и приводит к увеличению температур В2→L1<sub>0</sub> мартенситных превращений на  $\Delta M_s \sim 40$  К, к более низким критическим напряжениям образования мартенсита ( $\sigma_{0,1} = 250$  МПа при  $T = 373$  К) по сравнению с [011]-монокристаллами, состаренными без нагрузки ( $\sigma_{0,1} = 340$  МПа при  $T = 373$  К). Это обусловлено наличием дальнедействующих полей, возникающих за счет ориентированного расположения частиц в состаренных под нагрузкой монокристаллах.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ, 12-08-00573-а, ФЦП «Кадры» № 16.740.11.0462.*

## ВЛИЯНИЕ Si и Al НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ Cr–Ni–Mo

Кудряшова О.В., Худорожкова Ю. В., Гервасьев М.А.

ФГАОУ ВПО “Уральский федеральный университет  
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина”, Екатеринбург, РФ  
[olenka1709@mail.ru](mailto:olenka1709@mail.ru)

Малоуглеродистые стали на основе хрома, никеля и молибдена представляют особый интерес в крупном машиностроении в связи с их высокой прочностью, высокой пластичностью и сравнительно низкой твердостью. Вследствие развития процессов отпускной хрупкости в данных сталях важную роль играет выбор режимов термообработки, целью которых является уменьшение развития процессов отпускной хрупкости и, как следствие, повышение пластичности и ударной вязкости.

В работе изучалось влияние структурообразования на функциональные свойства конструкционных сталей на основе Cr–Ni–Mo, дополнительно легированных кремнием и алюминием. Химический состав сталей приведен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

Плавка	Химический состав (весовые %)									
	C	Mn	Si	S	P	Cr	Mo	Ni	Al	Fe
2	0,29	0,53	0,18	0,006	0,014	2,46	0,24	0,83	1,7	остальное
3	0,35	0,54	0,16	0,006	0,014	2,06	0,27	0,75	0,06	остальное
8	0,29	0,57	1,64	0,006	0,014	2,05	0,23	0,75	0,03	остальное

Выплавленные слитки проковывали с обжатием более 90 % на прутки квадратного сечения со стороной 14 мм с последующим отжигом.

Критические точки исследуемых сталей, полученные при дилатометрических исследованиях, приведены в табл. 2.

Таблица 2. Критические точки исследуемых сталей

№ плавки	$A_{C1}$ , °C	$A_{C3}$ , °C	$M_N$ , °C
2	800	860	200
3	760	796	
8	786	875	275

Термообработку проводили по следующему режиму: при температуре аустенитизации образцы выдерживали 20 минут с последующим охлаждением в масле, затем проводили отпуск при температуре 580°C или 650°C в течении двух часов с охлаждением на воздухе. По второму режиму после закалки образцы нагревали в межкритический интервал, выдерживали в течении 40 минут, затем охлаждали в масле и проводили отпуск при температуре 580°C или 650°C в течении двух часов с охлаждением на воздухе. Исследования микроструктуры показали, что после закалки из аустенитной области структура исследуемых сталей представлена мартенситом.

Легирование Si и Al существенно увеличивает межкритический температурный интервал (табл. 2). Выяснено влияние добавления алюминия и кремния на ударную вязкость. Значения ударной вязкости при температуре отпуска 650°C выше, чем при отпуске на более низкие температуры.

Добавление алюминия увеличивает ударную вязкость при испытаниях вблизи комнатной температуры. При низких температурах (-60 °C) дополнительное легирование алюминием увеличивает ударную вязкость только после термообработки по 6 режиму. Введение в сталь кремния приводит к значительному снижению показателей ударной вязкости.

## **ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ**

**Мишетьян А.Р., Морозов Ю.Д., Чевская О.Н., Филиппов Г.А.**

*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия*  
[mishetyan@bk.ru](mailto:mishetyan@bk.ru)

На надежность магистральных трубопроводов влияет множество факторов, связанных со структурным состоянием металла, состоянием поверхности, условий изготовления и эксплуатации.

При изготовлении и в условиях длительной эксплуатации трубы подвергаются деформации, перепадам давления, температур, воздействию постоянных и переменных нагрузок – эти факторы постепенно приводят к деградации свойств металла труб. Одной из причин изменения состояния металла труб является протекание в металле деформационного старения, приводящего к повышению сопротивления движению дислокаций и, следовательно, появлению в металле остаточных микронапряжений, следствиями которого являются эффекты упрочнения и охрупчивания. Вследствие этого, в ходе эксплуатации труб уменьшается возможность релаксации локальных напряжений в вершине дефектов, которые присутствуют на поверхности листа (трещины), что повышает склонность металла трубы к хрупкому разрушению.

В данной работе исследовано явление деформационного старения, протекающего в трубных сталях различной категории прочности. В связи с этим проведены исследования стандартных механических свойств, трещиностойкости, внутреннего трения, а также микроструктуры в исходном состоянии и после деформационного старения. Установлено, что в исследованных сталях процесс деформационного старения имеет разный характер, что связано с различной технологией производства проката, что, в свою очередь, отражается на структурном состоянии металла.

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТЫХ ЛИТЕЙНЫХ СУПЕРИНВАРНЫХ СПЛАВОВ

Жилин А.С., Токарев В.В., Кончаковский И.В., Никифорова С.М., Грачев С.В.

ФГАОУ ВПО “Уральский федеральный университет  
им. первого Президента России Б.Н. Ельцина”, Екатеринбург, РФ  
[zh-al@yandex.ru](mailto:zh-al@yandex.ru)

Углеродистые суперинварные сплавы – новый класс перспективных материалов точного машиностроения с особыми физико-химическими свойствами. Особенность функциональных свойств материалов из суперинварных сплавов обусловлена низким температурным коэффициентом линейного расширения (ТКЛР),  $\alpha_{20-100} < 3 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ . Изучено влияние термообработки на тепловые свойства новых литейных суперинварных сплавов с различной базой легирования углеродом.

Влияние углерода на тепловые свойства литейных суперинварных сплавов неоднозначно. Углерод изначально вводится с целью повышения технологичности производства материала, однако впоследствии оказывает влияние на температурный коэффициент линейного расширения. Как правило, углерод увеличивает температурный коэффициент линейного расширения. В связи с этим, основной задачей работы являлась разработка режимов термообработки литейных углеродсодержащих суперинварных сплавов.

Разработаны одно- и двухступенчатые гомогенизационные отжиги с целью уменьшения температурного коэффициента линейного расширения. Одноступенчатый отжиг проводили при температуре 680°C в течение 3 часов. Двухступенчатый отжиг проводили при температуре 860°C в течение 1 часа с последующей закалкой в воду и отпуском на 315°C в течение 1 часа. В литом состоянии температурный коэффициент линейного расширения суперинварного сплава состава 32%Ni–10%Co–Fe с 0,5% С (масс. %) составил  $4,49 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ . Одноступенчатый отжиг понизил значение температурного коэффициента линейного расширения до  $1,72 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ . При применении двухступенчатого отжига значение температурного коэффициента линейного расширения находится при  $1,79 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ . Такое изменение значений ТКЛР играет важную роль при использовании материала на стыке контактирующих систем “металл–неметалл” в широком диапазоне температур, поскольку значения температурного коэффициента линейного расширения у неметаллических материалов в большинстве случаев ниже, чем у металлических материалов (примером являются инварные и суперинварные сплавы).

Понижение температурного коэффициента линейного расширения на различных этапах термообработки связано с превращениями углерода и углеродсодержащих фаз в сплаве. Ключевую зависимость имеет содержание углерода в твердом растворе и в свободной форме в виде графита. Углерод, находящийся в твердом растворе приводит к повышенным значениям температурного коэффициента линейного расширения. Поэтому целью термообработки является перевод углерода из твердого раствора в свободную форму – графит.

В литературе приведены сведения о термообработке классических инварных сплавов 32Н, 32НКД, получаемых при помощи методов обработки металлов давлением. С добавлением кобальта граница интервала инварности, безусловно, смещается, хотя влияние кобальта до конца не изучено.



# НЕОДНОРОДНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ЭЛЕКТРОСВАРНЫХ ТРУБ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ТРУБНОЙ СТАЛИ

Соловьев Д. М., Шабалов И. П., Филиппов Г. А.

*ФГУП «ЦНИИчермет им. И. П. Бардина», г. Москва*

В настоящее время основным способом формовки производства труб большого диаметра является пошаговая формовка трубной заготовки.

Целью настоящей работы является выявление экстремальных сечений трубной заготовки изготовленной в линии трубоэлектросварочного агрегата с прессом шаговой формовки (ЖСОЕ формовка) и оценка параметров трещиностойкости материала трубной заготовки отобранного в ранее определенных сечениях.

Рассмотрены условия контактного взаимодействия профилированного инструмента с заготовкой на основных деформационных участках линии трубоэлектросварочного агрегата с ЖСОЕ формовкой с учетом особенностей оборудования (кромкогибочный пресс, пресс шаговой формовки, сборочно-сварочный стан, участки внутренней и внешней сварки, участок экспандирования) и условий работы (последовательности процессов формоизменения на участках с учетом предыстории деформации).

Для отбора образцов для исследования определены три сечения трубной заготовки, для которых характерны определенные этапы формовки трубной заготовки с условными обозначениями: 1. Кромка (наиболее нагруженный участок трубной заготовки), 2. Пуансон (наименее нагруженный участок трубной заготовки), 3. Перекрытие (пограничное состояние).

Образцы для испытаний отбирались от листа, от трубной заготовки в трех сечениях после ее формовки сварки из того же листа и от трубы в трех сечениях после экспандирования трубной заготовки. Т.е. для исследования использовался трубная сталь в трех состояниях: в исходном состоянии, после формовки и сварки листа в трубную заготовку в линии трубоэлектросварочного агрегата и тот же металл после экспандирования трубной заготовки.

Испытания на растяжение показали, что значения пределов текучести и временного сопротивления во всех состояниях имеют сравнительно один уровень за исключением значений результатов испытаний металла в сечении «кромка», которые выше на 5–10% остальных. Относительное удлинение и сужение во всех состояниях и сечениях имеют одинаковые значения. Испытания на ударную вязкость с острым надрезом не выявили значительных отличий в различных состояниях и сечениях при различных температурах испытаний. Заметные изменения появляются при низких температурах испытаний (минус 40 и минус 80): снижение абсолютных значений на 20–30 единиц металла труб после экспандирования по сравнению с исходным состоянием и металлом до экспандирования.

Испытания на ударную вязкость с круглым надрезом также не выявили значительных отличий, кроме повышения абсолютных значений на 30-50 единиц при минус 40 металла трубы после экспандирования.

Испытания на трещиностойкость показали, что для зарождения трещины в сечениях «кромка» необходимо в два-три раза больше циклов, чем для сечения «перекрытие». Работа распространения трещины во всех состояниях и сечениях близкие по значению, выделяются только значения в сечении «пуансон», при этом в металле трубной заготовки до экспандирования значения выше на 15% сечений, а после экспандирования ниже на 20% остальных сечений.

# ВЛИЯНИЕ СОСТАВА АТМОСФЕРЫ НА ДИНАМИКУ БЕТА-ИНДУЦИРОВАННОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ

Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Кувшинова А.А.,  
Ловцов А.Р., Гусева Д.Г.

Тамбовский государственный университет имени Г.Р. Державина,  
Тамбов, Россия,  
[dmitr2002@tsu.tmb.ru](mailto:dmitr2002@tsu.tmb.ru)

Использование кремния в качестве конструкционного материала (Si находит применение при изготовлении микромашин, сенсоров, микро- и нанoeлектромеханических систем и других гибридных продуктов нанотехнологий [1]) диктует необходимость детального исследования изменений его механических свойств, индуцируемых физическими полями природного и техногенного происхождения. Ранее [2] было обнаружено немонокотное  $W$ -образное изменение микротвердости  $H$  кремния, индуцируемое низкоинтенсивным бета-облучением. Известно [3], что на процесс генерации дефектов в приповерхностных слоях кремния существенное влияние могут оказывать атмосферные газы как активные, так и инертные. В связи с этим, целью настоящей работы являлось исследование кинетики бета-индуцированных изменений микротвердости кремния в зависимости от типа газовой среды, в которой происходит облучение.

В работе исследована динамика изменений микротвердости  $H(t_{irr})$  монокристаллов кремния, индуцируемых низкоинтенсивным ( $I = 1,2 \times 10^5 \text{ cm}^{-2}\text{s}^{-1}$ ) бета-облучением (использовали источник на основе препарата  $^{90}\text{Sr} + ^{90}\text{Y}$  со средней энергией эмиттируемых электронов 0,20 MeV для  $^{90}\text{Sr}$  и 0,93 MeV для  $^{90}\text{Y}$ ) в атмосфере активных ( $\text{N}_2$ ,  $\text{CO}_2$ ) и инертного ( $\text{Ar}$ ) газов при нормальных давлениях.

Показано, что облучение кремния в среде азота не приводит к качественным изменениям вида зависимости  $H(t_{irr})$ . Однако процесс бета-индуцированного изменения микротвердости Si в парах азота несколько ускоряется. При облучении образцов в среде аргона первый максимум разупрочнения достигает почти вдвое больших значений. Однако, необходимое для этого время облучения и, соответственно, флюенс увеличиваются пропорционально. Кроме того, не наблюдается полного промежуточного восстановления  $H$  к исходному значению, и, что вызывает особый интерес, на стадии повторного разупрочнения величина  $H$  сохраняет свое значение в течение всего последующего времени облучения. Использование  $\text{CO}_2$  в качестве газа-наполнителя при облучении приводит к практически полному подавлению бета-индуцированного изменения микротвердости кремния. Таким образом, варьирование состава атмосферы приводит не только к количественным, но и к качественным изменениям вида зависимости  $H(t_{irr})$  при низкоинтенсивном бета-облучении кремния.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Федеральной целевой программы «Научные и педагогические кадры инновационной России» на 2009 – 2013 года (Проект № П892).*

1. Silicon Based Materials and Devices, ed. By Nalwa H.S. Academic Press, New York, 2001.
2. Ю.И. Головин, А.А. Дмитриевский, Н.Ю. Сучкова, М.В. Бадылевич, ФТТ, 47, 7, 1237-1240 (2005).
3. Банишев А.Ф., Голубев В.С., Кремнев А.Ю., ЖТФ, 74, 8, 81-85 (2004).

# СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ

Литовченко И. Ю.<sup>1,2</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1,2</sup>, Угурчиев У.Х.<sup>3</sup>, Столяров В.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

<sup>2</sup>Томский государственный университет, Томск, Россия

<sup>3</sup>Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

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

Методами просвечивающей электронной микроскопии, рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности исследованы особенности дефектной субструктуры и фазовые превращения в образцах в виде пластин (2х5х...мм) из метастабильной аустенитной стали (Fe-18Cr-8Ni-Ti) в условиях больших (50–90%) пластических деформаций электропластической прокаткой (ЭПП) с плотностями тока  $J = 50 \text{ А/мм}^2$  и  $J = 100 \text{ А/мм}^2$ , длительностью импульсов  $\tau = 100 \text{ мкс}$  и частотой  $F = 1000 \text{ Гц}$ .

Показано, что ЭПП приводит к формированию  $\alpha'$  и  $\epsilon$  мартенситных фаз. При этом  $\epsilon$ -мартенсит является промежуточной фазой, его объемное содержание не превышает 3.5%. При увеличении степени деформации и плотности тока эта фаза не наблюдается. Объемное содержание  $\alpha'$ -мартенсита зависит от степени деформации и плотности тока. После ЭПП с плотностью тока  $J = 50 \text{ А/мм}^2$  содержание мартенсита монотонно возрастает с увеличением степени деформации и достигает ~60% при деформации  $\epsilon = 90\%$ . По сравнению с холодной прокаткой ЭПП увеличивает содержание  $\alpha'$ -мартенсита в 1.5–2 раза при аналогичных степенях деформации. После ЭПП с плотностью тока  $J = 100 \text{ А/мм}^2$  объемное содержание  $\alpha'$ -мартенсита также монотонно возрастает с увеличением степени деформации, однако не превышает содержания мартенсита при обычной прокатке. В тонком поверхностном слое (до 20 мкм), согласно данным рентгеноструктурного анализа, содержание мартенсита на всех степенях деформации при исследованных обработках в несколько раз превышает объемное содержание.

В процессе прокатки с током в исходно аустенитной структуре на начальных степенях деформации формируется структурное состояние с высокой плотностью микродвойников деформации. В микродвойниковой структуре зарождаются и растут пластины деформационного  $\alpha'$ -мартенсита. С увеличением степени деформации формируется смешанная двухфазная структура, состоящая из фрагментов пакетного мартенсита и аустенитных фрагментов, остатков микродвойниковой структуры. В некоторых фрагментах наблюдается динамическая рекристаллизация. При деформации  $\epsilon = 90\%$  и плотности тока  $J = 50 \text{ А/мм}^2$  в стали формируется дефектная структура с преобладанием мартенситной фазы с фрагментами субмикроструктурного масштаба. При той же степени деформации и плотности тока  $J = 100 \text{ А/мм}^2$  в стали наблюдается преимущественно микродвойниковая аустенитная структура.

Обсуждаются механизмы фрагментации структуры стали при формировании двухфазных субмикроструктурных состояний, влияние импульсного тока на мартенситное превращение. Предполагается, что прокатка с током  $J = 50 \text{ А/мм}^2$  вследствие влияния тока на подвижность частичных дислокаций облегчает реализацию  $\gamma - \alpha'$  мартенситного превращения, повышение плотности тока до  $J = 100 \text{ А/мм}^2$  снижает указанный эффект, что, возможно, связано с сопутствующим джоулевым нагревом образца.

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ

Литовченко И. Ю.<sup>1,2</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1,2</sup>, Найден Е.П.<sup>2</sup>, Корзников А.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

<sup>2</sup>Томский государственный университет, Томск, Россия

<sup>3</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

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

Методами просвечивающей электронной микроскопии исследована эволюция дефектной субструктуры и фазовые превращения в метастабильной аустенитной стали (Fe–18Cr–8Ni–Ti) в условиях больших пластических деформаций кручением под давлением при различных (от 200 град/мин до 915 град/мин) скоростях кручения. Изменение фазового состава после деформации исследовано также методами рентгеноструктурного фазового анализа и измерений удельной намагниченности.

Показано, что пластическая деформация приводит к формированию  $\alpha'$  и  $\varepsilon$  мартенситных фаз. При этом  $\varepsilon$ -мартенсит является промежуточной фазой, его объемное содержание не превышает 2%. Эта фаза не наблюдается при повышенной скорости и больших степенях деформации. Объемное содержание  $\alpha'$ -мартенсита зависит от скорости и степени деформации кручением. При малой скорости (200 град/мин) содержание мартенсита монотонно возрастает и достигает более 80% при  $e > 6$  ( $e$  – истинная логарифмическая деформация). При скорости 360 град/мин объемная доля мартенсита возрастает с начальных ( $e \approx 4-5$ ) степеней деформации до  $\sim 80\%$ , затем снижается до  $\sim 60\%$  ( $e \approx 5.8$ ), с последующим ростом до  $\sim 80\%$  ( $e > 6$ ). При высокой скорости кручения (915 град/мин) содержание мартенсита возрастает до  $\sim 50\%$  при ( $e \approx 4-5$ ), затем снижается до  $\sim 20\%$  при  $e > 6$ . Немонотонный характер зависимости объемного содержания мартенсита от степени деформации предполагает реализацию не только прямых  $\gamma \rightarrow \alpha'$ , но и обратных  $\alpha' \rightarrow \gamma$  мартенситных превращений в изученных условиях деформации.

В процессе пластической деформации в исходно аустенитной структуре на начальной стадии деформации ( $e < 4$ ) формируется структурное состояние с высокой плотностью микродвойников. В микродвойниковой структуре зарождаются и растут пластины деформационного  $\alpha'$ -мартенсита. С увеличением степени деформации в бывших аустенитных зернах формируется смешанная двухфазная структура, состоящая из фрагментов пакетного мартенсита, с различной долей фрагментов бывших аустенитных двойников. В некоторых фрагментах наблюдается динамическая рекристаллизация. Дефектная структура больших ( $e > 6$ ) степеней деформации представлена преимущественно наноразмерными фрагментами  $\alpha'$  – мартенсита и аустенита.

Предполагается, что в двухфазной ( $\gamma + \alpha'$ ) структуре при степенях деформации ( $e \approx 4-6$ ) интенсивно идут циклические процессы накопления и последующей релаксации дефектов. В этих процессах участвуют фрагментация кристаллической решетки аустенита и мартенсита, динамическая рекристаллизация и прямые и обратные деформационные мартенситные превращения.

На основании полученных результатов обсуждаются механизмы формирования наноструктурных состояний в условиях больших пластических деформаций метастабильной аустенитной стали. Обсуждается влияние скорости деформации, температуры и давления на реализацию прямых и обратных мартенситных превращений в исследованных условиях деформации.

## ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Cu-Ce

Могучева А.А., Журавлева М.А.

*Белгородский государственный университет, Белгород, Россия*

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

Микроструктура исходного литого состояния представляет собой двухфазную смесь практически чистого алюминия и эвтектические выделения интерметаллидных фаз  $Al_4Ce$ . Отжиг при температурах 450 и 500°C не оказывает заметного влияния на микроструктуру. Существенные изменения в микроструктуре были выявлены после отжига при температуре 550°C. Структурные изменения в этих условиях характеризуются развитием фрагментации и сфероидизацией эвтектических частиц. В результате отжига при температуре 600°C с выдержкой 10 часов структура сплава становится похожей на формирующуюся после нагрева структуру быстрозакристаллизованных сплавов: появляются глобулярные частицы со средним размером 1 мкм, равномерно распределенные в алюминиевой матрице. Природа нестабильности пластинчатых структур при отжиге подробно рассмотрена для ряда эвтектических сплавов. Сложная картина микроструктурных изменений, наблюдаемая на разных стадиях отжига, обусловлена различием действующих механизмов. Размер интерметаллидной фазы  $Al_4Ce$  при температурах отжига 450 и 500°C практически не меняется. С увеличением температуры отжига до 550°C происходит постепенное уменьшение длины фазы, при этом ее толщина остается постоянной. Увеличение температуры отжига ускоряет изменение размеров интерметаллидной фазы, при температуре отжига 600°C частицы приобретают сферическую форму. Средняя длина прожилок интерметаллидной фазы резко уменьшается на ранних стадиях отжига. Увеличение длительности отжига от одного до десяти часов при температурах 450 и 500°C не приводит к существенному изменению длины фазы  $Al_4Ce$ , тогда как при 550 и 600°C наблюдается постепенное уменьшение продольных размеров этих частиц. После часового отжига при температуре 550°C средний размер фазы составляет 1,7 мкм, а после 10-часового снижается до 0,9 мкм. Полнота протекания и скорость процессов глобуляризации увеличивается с ростом температуры отжига. Средняя толщина пластин слабо зависит от температуры и времени отжига. Отжиг сплава с исходной пластинчатой морфологией интерметаллидной фазы при температурах ниже 500°C не меняет тип исходной структуры; она остается пластинчатой. Признаки глобуляризации структуры при отжиге выявляются только при температуре 550°C. Наиболее полно этот процесс протекает при температуре 600°C и выдержке 10 часов. Формирующаяся после отжига при температуре 600°C микроструктура имеет принципиально иной тип: фаза типа  $Al_4Ce$  из исходной пластинчатой в процессе отжига трансформируется в глобулярную. Средняя длина пластин уменьшается с увеличением температуры и времени отжига. Отжиг при температуре 600°C с выдержкой 10 часов приводит к формированию однородной глобулярной структуры. Для достижения более глобулярной структуры, очевидно, необходимо использовать иные чем отжиг методы обработки, например интенсивную пластическую деформацию.

*Работа выполнена на оборудовании ЦКП НИУ «БелГУ» при финансовой поддержке Совета по грантам Президента Российской Федерации, договор №16.120.11.3258-МК.*

## ИНДУЦИРОВАННЫЕ ТОЧЕЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ ДИФфуЗИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ ПРИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сагарадзе В.В.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург,*

[vsagaradze@imp.uran.ru](mailto:vsagaradze@imp.uran.ru)

Активное исследование бездиффузионных (мартенситных) превращений в сплавах при холодной деформации позволило разработать материалы с новыми функциональными и прочностными свойствами (TRIP-стали, различные сплавы с эффектом памяти формы и др.). В последнее время значительное внимание уделяется развитию диффузионных превращений в сплавах на основе железа при интенсивной холодной деформации (деформационное растворение различных фаз, перераспределение легирующих элементов и т.д.). Наблюдаемые процессы можно назвать аномальными, так как обычная диффузия в сплавах железа при таких температурах (~300 К) затруднена, и она развивается только при генерации и миграции большого количества точечных дефектов в процессе сильной холодной деформации [1]. Можно заметить некоторую аналогию воздействия на сплавы холодной деформации и облучения высокоэнергетическими частицами, которые вызывают появление большого количества вакансий и междоузельных атомов. На стабильном аустенитном сплаве Fe–12Cr–30Ni было обнаружено [2] низкотемпературное (~300 К) диффузионное перераспределение никеля с обогащением (до 40–50% Ni) приграничных областей вновь образовавшихся при холодной деформации нанозерен и фрагментов. Известно, что в процессе облучения быстрыми нейтронами Fe–Cr–Ni аустенитных сплавов также имеет место миграция образующихся точечных дефектов на стоки (границы зерен или субзерен), что приводит к обогащению приграничных участков никелем (обратный эффект Киркендала). В настоящей работе рассматривается влияние температуры и степени деформации на сегрегационные процессы. Один из практических выводов из обнаруженного явления сводится к следующему: образование деформационно-индуцированных сегрегаций позволит предсказывать формирование радиационно-индуцированных атомных сегрегаций в сплавах (по определенным легирующим элементам) без использования реакторного облучения.

При сильной холодной (300К) деформации ( $\epsilon \sim 6$ ) исследовано [1] диффузионное растворение карбидов, нитридов и интерметаллидов  $Ni_3Ti$  (Al, Si, Zr) в аустенитных сплавах на основе железа. Изучено влияние температуры, скорости и степени деформации на растворение частиц вторых фаз. Как показали расчеты, растворение интерметаллидов  $Ni_3Ti$  в аустенитной Fe–Ni–Ti матрице при холодной деформации может происходить только при деформационно-индуцированном переводе атомов Ni и Ti в междоузельные положения и их дрейфе в поле напряжения движущихся дислокаций с энергией активации 0,2–0,3 Эв. Низкотемпературный процесс растворения вторых фаз наблюдается и при облучении. Показано, что нейтронное облучение при 340К в реакторе ИВВ-2М вызывает растворение мелких частиц  $Ni_3Ti$ ,  $Ni_3Al$ ,  $Ni_3Si$  в каскадах смещения в аустенитной матрице. Исследования аномального низкотемпературного деформационно-индуцированного растворения оксидов  $Fe_2O_3$  и  $Y_2O_3$  в стальной матрице при механическом легировании позволили определить новые пути получения дисперсно-упрочненных оксидами (ДУО) жаропрочных реакторных сталей. В частности, была показана возможность оксидного упрочнения чистого железа при его взаимодействии с воздухом без введения традиционных легирующих элементов.

*Работа поддержана проектами РФФИ (№ 10-03-00113, 11-02-00224) и Президиума РАН (№ 12-П-2-1043, 12-М-23-2031).*

1. Сагарадзе В.В. МиТОМ. 2008, №9 (639), с. 19-27.
2. Завалишин В.А., Дерягин А.И., Сагарадзе В.В. ФММ, 1993, т. 75, №2, с. 90-99.

# СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА ЛИТЫХ И БЫСТРО-ЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ TiNi-TiCu С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ

Пушин А.В.<sup>1,2</sup>, Попов А.А.<sup>2</sup>, Пушин В.Г.<sup>1,2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,

<sup>2</sup>ФГАОУ ВПО “Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина”, г. Екатеринбург, Россия,  
[avpushin@rambler.ru](mailto:avpushin@rambler.ru)

Комплексно исследованы сплавы с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и эффектами памяти формы (ЭПФ) квазибинарного разреза TiNi–TiCu. Тонкие длинномерные ленты получены с использованием метода быстрой закалки расплава (БЗР) спиннингованием струи ( $v_{\text{зак.}} = 10^5\text{--}10^6$  К/с). Химический состав новых перспективных БЗР сплавов на основе  $\text{Ti}_2\text{NiCu}$  варьировали в пределах  $\pm 1$  ат.% относительно разреза TiNi–TiCu по двум или трем компонентам. Исследования структуры, химического и фазового состава сплавов выполнены методами ТЭМ, СЭМ, дифракции электронов, РСА. Измерены механические свойства, удельное электросопротивление, ЭПФ сплавов.

БЗР приводит к аморфизации сплавов с содержанием Cu более 22 ат.%, а нагрев до 723 К и выше обеспечивает их расстекловывание по различным механизмам без изменения или с изменением химического состава при образовании структуры В2-аустенита. В зависимости от отклонения состава сплавов от стехиометрического, приводящего при нанокристаллизации к распаду, закономерно изменяются их механические свойства и ЭПФ. Пределы прочности  $\sigma_B$  и текучести  $\sigma_{0,2}$  варьируют в пределах 850–1400 МПа, 700–1200 МПа, относительное удлинение – в пределах 9–12% при высокой обратимой деформации 3–5%.

Построены диаграммы ТМП (рис. 1). Отклонение сплава TiNi–TiCu по составу Cu и Ni в сторону увеличения концентрации Cu приводит к снижению критических температур (на 2–5°). Иной характер имеют указанные зависимости при отклонении состава от стехиометрии по Ti и Ni (рис. 1а) и Ti и Cu (рис. 1б). Как при увеличении содержания Ti (до 51 ат.%) и уменьшении содержания Ni или Cu (до 24 ат.%), так и, напротив, при уменьшении Ti (до 49 ат.%) и увеличении Ni или Cu (до 26 ат.%) критические температуры начала и конца прямого и обратного ТМП заметно снижаются, как и их интервал от 55–68°С до 12–30°С, соответственно (для Ti и Ni); от 55–68°С до 20–35°С, соответственно (для Ti и Cu).

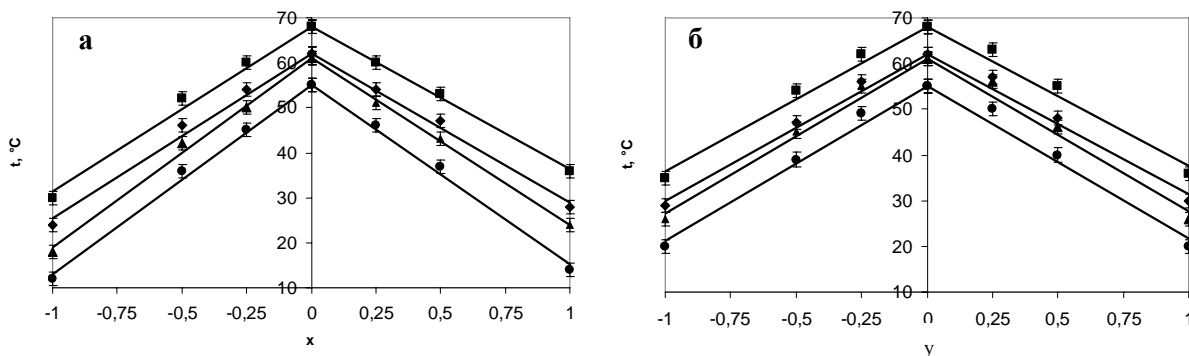


Рис. 1. Зависимости критических температур ТМП от химического состава БЗР сплавов  $\text{Ti}_{50-x}\text{Ni}_{25+x}\text{Cu}_{25}$  (а),  $\text{Ti}_{50-y}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25+y}$  (б) (■ –  $A_f$ , ◆ –  $M_s$ , ▲ –  $A_s$ , ● –  $M_f$ ) ( $10^6$  К/с, 723 К, 10 минут)

Размерный эффект стабилизации объясняется измельчением зеренной структуры В2-аустенита, которое обусловлено барьерным влиянием дисперсных частиц при расстекловывании.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ 11-02-00021.*

## **РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ В КИНЕТИЧЕСКИХ СВОЙСТВАХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ TiNi И Ni<sub>2</sub>MnGa**

**Марченков В.В.<sup>a,b</sup>, Платонов Е.П.<sup>a</sup>, Фомина К.А.<sup>a,b</sup>, Белослудцева Е.С.<sup>a</sup>,  
Марченкова Е.Б.<sup>a</sup>, Пушин В.Г.<sup>a</sup>, Коуров Н.И.<sup>a</sup>, Weber H.W.<sup>c</sup>**

<sup>a</sup> *Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,*

<sup>b</sup> *International Laboratory of High Magnetic Fields and Low Temperatures,  
53-421 Wroclaw, Poland*

<sup>c</sup> *Atominstitut, Vienna University of Technology, 1020 Vienna, Austria*  
[march@imp.uran.ru](mailto:march@imp.uran.ru)

Интерметаллические атомноупорядоченные сплавы никелида титана и Гейслера типа Ni<sub>2</sub>MnGa, испытывающие термоупругие мартенситные превращения привлекают к себе пристальное внимание благодаря уникальным практически важным функциональным свойствам, таким как термо-, деформационно- и магнитоуправляемые эффекты памяти формы. Структурные, электрические и гальваномагнитные свойства сплавов Ti–Ni и Ni–Mn–Ga были изучены в температурном интервале от 4,2 до 300К и магнитных полях до 15Т.

Исследовали образцы сплавов Ti–Ni и Ni–Mn–Ga, исходных атомноупорядоченных, разупорядоченных методом сверхбыстрой закалки из расплава (БЗР) или методом интенсивной пластической деформации кручением под высоким давлением (КВД). Для сплавов на основе Ni<sub>2</sub>MnGa средний размер зерна составляет 500 мкм в исходных литых образцах; порядка 300–500 нм и 10–20 нм после обработки методом БЗР и КВД, соответственно. Для сплавов Ti–Ni средний размер зерна составляет 20–30 мкм в исходных образцах; около 200 нм и 5–10 нм в нанокристаллических образцах после обработки методом БЗР и КВД, соответственно. Кроме того, КВД -образцы Ti–Ni были отожжены при температуре 300°C и 500°C, что привело к росту среднего размера зерна от 5–10 нм до 20–30 нм и 50–100 нм, соответственно.

Во всех исследованных сплавах на основе TiNi и Ni<sub>2</sub>MnGa обнаружен размерный эффект в поведении кинетических свойств. Особенно следует отметить, что увеличение остаточного удельного сопротивления исследованных сплавов, происходит с уменьшением размера зерна в нанометровом интервале.

*Работа была выполнена при частичной поддержке Австрийской Академии наук и программы инициативных фундаментальных исследований УрО РАН (проект № 12-У-2-1036).*



## ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА $\text{Co}_2\text{CrAl}$

Марченков В.В.<sup>a,b</sup>, Фомина К.А.<sup>a,b</sup>, Кузнецова Т.В.<sup>a</sup>, Платонов Е.П.<sup>a</sup>,  
Капитонова О.Н.<sup>a</sup>, Пилюгин В.П.<sup>a</sup>, Толмачев Т.П.<sup>a</sup>, Сташкова Л.А.<sup>a</sup>, Шредер Е.И.<sup>a</sup>,  
Марченкова Е.Б.<sup>a</sup>, Пушин В.Г.<sup>a</sup>, Eisterer M.<sup>c</sup>, Weber H.W.<sup>c</sup>

<sup>a</sup> *Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия,*

<sup>b</sup> *International Laboratory of High Magnetic Fields and Low Temperatures,  
53-421 Wroclaw, Poland*

<sup>c</sup> *Atominstitut, Vienna University of Technology, 1020 Vienna, Austria*  
[march@imp.uran.ru](mailto:march@imp.uran.ru)

Известно, что некоторые сплавы Гейслера могут находиться в состоянии полуметаллического ферромагнетизма. Главная особенность электронной структуры полуметаллических ферромагнетиков – это присутствие энергетической щели на уровне Ферми в одной спиновой подзоне и полуметаллический характер плотности состояний в другой, приводя к 100% спиновой поляризации носителей тока. Такие сплавы могут применяться для устройств спинтроники. Полуметаллическое состояние было предсказано для сплавов Гейслера  $\text{Co}_2\text{CrAl}$ , поэтому, любая информация об электронных свойствах, так же как и информация о влиянии эволюции микроструктуры на электронную структуру и свойства этих сплавов представляет большой интерес. В работе были исследованы особенности изменения структуры при кручении под высоким давлением (КВД) и их влияние на электрические, оптические и гальваномагнитные свойства сплавов Гейслера  $\text{Co}_2\text{CrAl}$ . Измерения производились на образцах двух типов: исходном литом с атомноупорядоченной структурой и разупорядоченным КВД. Электрические и гальваномагнитные свойства были исследованы при температурах от 4,2-300К в магнитном поле в плоть до 15 Т. Оптические свойства были исследованы при комнатной температуре.

Показано, что КВД приводит к значительным изменениям микроструктуры, электрических, гальваномагнитных и оптических свойств.

Сделан вывод, что обработка КВД может быть использована для разработки новых сплавов Гейслера данной микроструктурой и электронными свойствами.

*Эта работа была частично поддержана Австрийской академией наук, (проект № 12-T-2-1011), РФФИ (грант № 12-02-00271).*

## ПОДАВЛЕНИЕ ПОЛОСООБРАЗОВАНИЯ В СПЛАВЕ Al–Mg ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ

Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А.,  
Денисов А.А., Гасанов М.Ф.

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

Как известно, электрический ток стимулирует пластическую деформацию металла. Электропластический эффект проявляется в виде скачков разгрузки на диаграммах растяжения (сжатия) в жесткой испытательной машине при пропускании через деформируемый образец коротких импульсов электрического тока большой плотности  $\sim 10^3 - 10^4$  А/мм<sup>2</sup> [1]. При этом характерные черты стимулированной током скачкообразной деформации повторяют закономерности прерывистой деформации Портевена Ле-Шателье или низкотемпературной скачкообразной деформации металла. Для исследования природы электропластического эффекта обычно используют металлы, которые в отсутствие тока демонстрируют монотонную (без скачков) диаграмму деформации (цинк, кадмий, свинец, медь, вольфрам, некоторые стали и др.) В настоящей работе использовали алюминий-магниевый сплав АМгб, демонстрирующий ярко выраженную прерывистую деформацию при комнатной температуре в отсутствие электрического тока [2] и исследовали влияние постоянного электрического тока низкой плотности 10–30 А/мм<sup>2</sup> на характеристики прерывистой деформации и полосообразования.

Установлено, что нагружение образцов, обработанных и необработанных постоянным электрическим током низкой плотности в одинаковых температурно-скоростных условиях вызывает совершенно различное деформационное поведение сплава АМгб: в отсутствие электротокерной обработки этот сплав демонстрирует неустойчивое, прерывистое течение, в то же время пропускание постоянного электрического тока низкой плотности (20–30 А/мм<sup>2</sup>) в ходе деформирования полностью подавляет полосы макролокализованной деформации и обусловленную ими прерывистую деформацию.

Переход от прерывистого к устойчивому пластическому течению, стимулированный обработкой деформируемого сплава АМгб постоянным электрическим током, состоит в уменьшении числа макроскопических скачков на диаграммах растяжения за счет увеличения первой критической деформации, т.е. деформации появления первого скачка. В то же время предварительная обработка постоянным током низкой плотности  $\sim 10-30$  А/мм<sup>2</sup> не оказывает влияния на характеристики прерывистой деформации. Показано, что обнаруженный эффект подавления прерывистой деформации электрическим током не связан с тепловым и магнитным действием тока.

*Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы “Научные и научно-педагогические кадры инновационной России” на 2009-2013 годы.*

1. Троицкий О.А., Баранов Ю.В., Авраамов Ю.С. и др. Физические основы и технологии обработки современных материалов. Т.1. Институт компьютерных исследований. М. 2004. 590 с.
2. Шибков А. А., Золотов А. Е., Желтов М. А. // Известия РАН. Серия физическая. 2012. Т. 76. № 1. С. 97-107.

## РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРЕРЫВИСТОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Шибков А.А., Золотов А.Е., Денисов А.А., Ломакин В.В., Титов С.А.

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

Скачкообразная деформация металлов и сплавов проявляется в виде ступеней на кривых ползучести, на кривых нагружения с постоянной скоростью роста нагрузки (эффект Савара–Массона) и в виде повторяющихся сбросов нагрузки на кривых деформирования с постоянной скоростью (эффект Портевена–Ле Шателье). Прерывистую деформацию обычно рассматривают как существенно макроскопический эффект. В то же время в последнее время появились публикации по эффекту Портевена–Ле Шателье при наноиндентировании алюминий–магниевого поликристаллических сплавов [1] и эффекту Савара–Массона при сжатии щелочно-галоидных монокристаллов [2]. В связи с этим возникает второе о масштабном диапазоне, в котором наблюдаются прерывистая деформация и, соответственно, полосы деформации. В настоящей работе экспериментально исследовали зависимость характеристик прерывистой деформации и полосообразования от толщины плоского образца металлического сплава при растяжении с постоянной скоростью роста приложенного напряжения  $\dot{\sigma}_0 = \text{const}$ .

Полосы сплавов АМг6 и АМг2 шириной 20 мм и толщиной 1 мм подвергались холодной прокатке на 20 % в электромеханических вальцах Cavallin M 120. Затем полосу отжигали в течении часа при 400° С и снова прокатывали на 20 % и т.д. Таким методом приготавливали полосы толщиной от 800 до 30 микрон. Из этих полос приготавливали затем образцы в форме двухсторонних лопаток с размером рабочей части 6×3 мм. Образцы отжигали в течении 1 часа при температуре 400° С, закаливали на воздухе и растягивали до разрушения с одинаковой скоростью возрастания напряжения при комнатной температуре в мягкой испытательной машине [3].

Обнаружен размерный эффект прерывистой деформации, состоящий в переходе от прерывистой к монотонной деформации сплава АМг6 при уменьшении толщины листа от 300 мкм до 40 мкм. Переход имеет несколько стадий. В интервале толщин от 300 до 200 мкм, крупные скачки амплитудой 3–5% и длительностью фронта около 0.5 с «разваливаются» на 5–6 мелких длительностью каждый 0.3–0.5 с. При толщине листа 80–60 мкм, кривая нагружения носит уже не ступенчатый, а волнистый характер, и при толщине 40–30 мкм деформационные скачки и полосы деформации не наблюдаются.

Количественно экспериментально определена нижняя граница прерывистой деформации для сплавов АМг6 и АМг2. При варьировании скорости нагружения в интервале от 0.2 до 2 МПа/с при комнатной температуре пороговое значение толщины образца составляет  $d_{\text{min}} = 60 \pm 20$  мкм. Ниже такой толщины образца макроскопическая прерывистая деформация не наблюдается. С ростом толщины выше порогового значения появляются первые сквозные полосы макролокализованной деформации шириной около 100 мкм, которые можно рассматривать как «кванты» макролокализованной деформации. Они вызывают развитие скачков деформации амплитудой 0.2–0.3%.

1. Головин Ю.И., Иволгин В.И., Лебедкин М.А., Сергунин Д.А. // Физика твердого тела. 2004. Т. 46. № 9. С. 1618-1620.
2. Dunin-Barkowski L., Morgunov R., Tanimoto Y. // Solid State Phenomena. 2006. 115. P. 183-192.
3. Шибков А. А., Желтов М.А., Лебедкин М.А. и др. // Заводская лаборатория. 2005. № 7. Т. 71. С. 20-27.

## МОНИТОРИНГ И ПОДАВЛЕНИЕ ПРЕРЫВИСТОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Mg

Шибков А.А.

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

Прерывистая деформация характерна для алюминиевых, медных, титановых и циркониевых сплавов, а также аустенитных, средне- и низкоуглеродистых сталей. Полосы макролокализованной деформации, вызывающие пластическую неустойчивость, ускоряют локальную коррозию и могут вызвать внезапное разрушение. Большинство исследований полосообразования и обусловленной им прерывистой деформации посвящено эффекту Портевена–Ле Шателье – появлению повторяющихся скачков разгрузки (зубцов) на кривых деформации с постоянной скоростью в жесткой испытательной машине [1]. В то же время в условиях эксплуатации материала задается силовой закон нагружения (сила тяги, лобовое сопротивление, центростремительная сила и т.д.), а откликом является деформация материала и конструкции. Неустойчивая деформация в таких условиях проявляется в виде скачков деформации: лестничная ползучесть и эффект Савара–Массона – появление повторяющихся ступеней деформации на кривой нагружения с постоянной скоростью возрастания приложенного напряжения в мягкой испытательной машине. Этому эффекту посвящено небольшое количество публикаций. В то же время исследование именно этого эффекта рекомендуется для экспериментального тестирования механизмов пространственной связи, обеспечивающей распространение полос макролокализованной деформации.

В докладе представлены: 1) оригинальный комплекс высокоскоростных *in situ* методов исследования полосообразования и прерывистой деформации металлов, включающий скоростную поверхностную топографию, акустическую и электромагнитную эмиссию, скоростные бесконтактные методы измерения деформации и т.д. в условиях проявления прерывистой деформации при нагружении с заданной скоростью роста напряжения в мягкой деформационной машине [2, 3]; 2) основные результаты исследования динамики зарождения, размножения и распространения деформационных полос и их влияния на вязкое разрушение сплавов системы Al–Mg [4, 5]; 3) результаты исследования переходов от прерывистого к устойчивому пластическому течению при различных внешних воздействиях и температурно-скоростных условий нагружения; 4) способы подавления полосообразования и прерывистой деформации в сплавах Al–Mg предварительной термомеханической обработкой, изменением температуры испытания, скорости нагружения, геометрии образца, при пропускании электрического тока через деформируемый образец и т.д.

*Работа выполнена в рамках реализации федеральной целевой программы “Научные и научно-педагогические кадры инновационной России” на 2009-2013 годы.*

1. Yilmaz A.(обзор) // Science and Technology of Advanced Materials. 2011. V.12. P. 063001.
2. Шибков А. А., Желтов М.А., Лебедкин М.А. и др. // Заводская лаборатория. 2005. № 7. Т. 71. С. 20-27.
3. Шибков А.А., Золотов А.Е. // Кристаллография. 2011. Т. 56. № 1. С. 147-154
4. Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А. и др. // Физика твердого тела. 2011. Т. 53. № 10. С. 1873-1878.
5. Шибков А.А., Желтов М.А., Золотов А.Е., Денисов А.А. // Физика твердого тела. 2011. Т. 53. № 10. С. 1879-1884.

## СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Кунцевич Т. Э.<sup>1</sup>, Пушин А. В.<sup>1,2</sup>, Попов А. А.<sup>2</sup>, Пушин В. Г.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,*

<sup>2</sup> *Уральский федеральный университет им. Первого Президента РФ Б.Н. Ельцина,  
Екатеринбург, Россия,  
[pushin@imp.uran.ru](mailto:pushin@imp.uran.ru)*

Комплексно изучены бинарные и многокомпонентные сплавы на основе TiNi (легированные железом, кобальтом, медью, гафнием или цирконием), синтезированные методом быстрой закалки из расплава (БЗР) в тонкую длинномерную ленту методом спиннингования со скоростями охлаждения  $10^5$ – $10^6$  К/с. Исследования структуры выполняли методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа. Измеряли также электросопротивление, прочностные и пластические свойства, эффекты памяти формы (ЭПФ) сплавов. Сплавы изучали в исходном литом состоянии, после спиннингования и после отпуска по различным режимам.

Установлены концентрационные интервалы легирования, обеспечивающие получение в БЗР-сплавах аморфного состояния, и режимы обработки (закалки и отжига), приводящие к формированию в них нанокристаллических или субмикроструктурных состояний, а также термоупругих мартенситных переходов. Показано, что в зависимости от химического состава, условий закалки и последующей термообработки в сплавах могут быть реализованы высокопрочные и пластичные состояния. Существенным фактором для формирования высокодисперсной зеренной структуры в БЗР-сплавах как в исходном состоянии, так и при последующей термообработке является возможность подавления в них структурных и фазовых превращений при сверхбыстром затвердевании.

Обнаружено, что аморфизация и наиболее дисперсные и, как следствие, высокопрочные нанокристаллические структуры в БЗР-сплавах реализуются в сплавах, склонных к фазовому расслоению. Сплавы с неограниченной растворимостью легирующих элементов наиболее трудно диспергируются при БЗР, хотя и в них удается создать субмикроструктурную зеренную структуру. Данные сплавы являются наименее прочными. Выявлено, что термоупругие мартенситные превращения ( $B2 \rightarrow R$ ,  $B2 \rightarrow B19$ ,  $B2 \rightarrow B19'$ ) и связанные с ними эффекты памяти формы в БЗР-сплавах различных составов могут быть реализованы в широком температурном диапазоне (от криогенных температур до 450 К), отличаются узким гистерезисом, высокой степенью обратимости однократного и обратимого ЭПФ. Исследованы особенности структурных механизмов мартенситных переходов в нано- и субмикроструктурных сплавах. Обнаружены смена механизма мартенситной перестройки от поливариантного (многопакетного) к попарнодвойникованному (однопакетному), а затем к монокристаллическому мартенситу по мере измельчения зерна в интервалах ( $>0,5$ – $1,0$  мкм;  $0,1$ – $0,5$  мкм;  $<0,1$  мкм) и размерный эффект (подавление перехода в нанозернах размером менее 20–50 нм).

*Работа выполнена при поддержке грантами РФФИ 11-02-00021 и проект Президиума РАН №12-П-2-1060.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al–Li–Cu–Zr С ДОБАВКАМИ Ag

Распосиенко Д.Ю., Кайгородова Л.И., Пушин В.Г., Пилюгин В.П.

*Институт физики металлов УрО РАН, г. Екатеринбург, Россия*  
[dmitrijrasp@gmail.com](mailto:dmitrijrasp@gmail.com)

Промышленные Al–Li сплавы характеризуются высокой объемной долей упрочняющих фаз и сложностью фазовых превращений при старении, что влияет на уровень прочностных свойств, коррозионной стойкости, пластичности и вязкости разрушения. На формирование той или иной структуры в данных сплавах особенно сильное влияние оказывают режимы деформации и термической обработки [1,2]. В связи с этим нами исследовано влияние мегапластической деформации (МПД) на структуру и свойства алюминий-литиевого сплава нового поколения 1469.

Электронно-микроскопическое исследование структуры сплава после МПД осуществляли методом тонких фольг в электронном микроскопе JEM – 200 CX. Методом инструментального индентирования измеряли микротвердость, модуль упругости и пластичность.

Первоначально исследовали структуру исходного сплава 1469 с обычной микроструктурной структурой после искусственного старения на стадии максимального упрочнения (160 °С, 30 ч). Исследование выявило, что при данных режимах искусственного старения происходит распад пересыщенного твердого раствора с выделением стабильных фаз  $T_1(Al_2LiCu)$  и содержащей Ag  $\Omega$ -фазы (состав этой фазы не определен), с преимущественным выделением частиц  $T_1$ -фазы.

Далее исследовали структуру сплава после МПД. Электронно-микроскопическое исследование показало, что структура сильнодеформированного сплава зависит от режимов деформации. Обнаружили, что возрастание степени деформации (угла поворота  $\varphi$  от  $2\pi$  до  $20\pi$  рад при нагрузке  $P = 4$  ГПа) способствует переходу от фрагментированной структуры к рекристаллизованной, с размером зерна 30 – 50 нм.

Кроме того МПД изменяет механизм и кинетику фазовых превращений. Так, выявлено выделение частиц стабильной фазы  $T_2(Al_6CuLi_3)$ . Данный эффект может быть обусловлен как изменением растворимости основных легирующих компонентов в матрице за счет возрастания плотности поверхностей раздела (границ нанозерен), так и высокой концентрацией дефектов кристаллической решетки.

1. Кайгородова Л.И., Пушин В.Г., Распосиенко Д.Ю., Пилюгин В.П. Влияние интенсивной пластической деформации на образование нанокристаллической структуры и старение многокомпонентного алюминий-литиевого сплава с малыми добавками Sc и Mg // ФММ, 2011, том 111, № 1, с. 74 - 81.
2. Л.И. Кайгородова, Д.Ю. Распосиенко, В.Г. Пушин, В.П. Пилюгин. Влияние длительного вылеживания на структуру и свойства сплава на основе системы Al-Li-Cu-Zr, подвергнутого интенсивной пластической деформации кручением под давлением. ФММ, в печати.

## ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 1575

Жемчужникова Д.А., Могучева А.А., Кайбышев Р.О.

НИУ «БелГУ», г. Белгород, Россия

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

Алюминиевые сплавы широко используются в криогенной технике благодаря оптимальному сочетанию технологических и эксплуатационных свойств и малой плотности. В частности, высокопрочные алюминиевые сплавы системы Al–Mg–Sc–Zr, применяемые в судостроении, предназначены для работы при температуре сжиженного природного газа. Поэтому анализ факторов, влияющих на изменение свойств сплава при пониженных температурах является важной практической задачей.

В качестве объекта исследования был выбран сплав 1575 (Al–6%Mg–0,39%Mn–0,2%Sc–0,08%Zr–0,06%Cr–0,06%Ti) с достаточно однородной микроструктурой, состоящей из равноосных зерен размером ~ 22 мкм. В равновесии с алюминиевым  $\alpha$ -твердым раствором находились фазы Al<sub>6</sub>Mn и Al<sub>3</sub>Sc. Заготовки литого сплава были прокатаны при температуре 360°C с суммарной степенью деформации  $\varepsilon \sim 75\%$ , затем проводилась дополнительная прокатка при комнатной температуре до суммарных степеней ~ 88% и 97%.

**Таблица.** Механические свойства сплава 1575 до и после прокатки

Состояние	T, °C	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	KCU, Дж/см <sup>2</sup>
Литой гомогенизированный	20	225	360	12	40
	-196	260	470	16	6
ГП, $\varepsilon \sim 75\%$	20	295	450	20	37
	-196	335	555	34	30
ГП+ХП, $\varepsilon \sim 88\%$	20	455	545	9	40
	-196	480	565	18	26
ГП+ХП, $\varepsilon \sim 97\%$	20	390	560	8	19
	-196	560	700	13	16

Результаты механических испытаний образцов сплава до и после прокатки представлены в таблице. Видно, что прокатка с  $\varepsilon \sim 75\%$  приводит к повышению механических свойств сплава при как при комнатной, так и при криогенной температурах. Сочетание горячей и холодной прокаток обеспечивает еще больший прирост прочностных свойств сплава при уменьшении пластичности во всем исследуемом интервале температур.

Ударная вязкость образцов сплава в исходном состоянии при понижении температуры испытания с 20°C до -196°C резко уменьшается от 40 до 6 Дж/см<sup>2</sup> (таблица), в то время как образцы, прокатанные с  $\varepsilon \sim 75\%$  и 88 %, при понижении температуры демонстрируют уменьшение ударной вязкости от 37 до 30 Дж/см<sup>2</sup> и от 40 до 26 Дж/см<sup>2</sup>, соответственно. Прокатка сплава с  $\varepsilon \sim 97\%$  приводит к значительному понижению значений ударной вязкости во всем исследуемом интервале температур.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации, государственный контракт № 16.740.11.0395.*

# ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ, ПОДВЕРГНУТЫХ ВОЗДЕЙСТВИЮ НАВОДОРОЖИВАЮЩИХ И АГРЕССИВНЫХ СРЕД

Федоров В.А., Сидоров С.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В.

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

Известно, что металлические стекла обладают хорошей коррозионной стойкостью, а пропускание импульсного электрического тока при их деформации сопровождается снижением механического напряжения [1].

Цель работы: изучить изменение механические свойства металлических стекол при комбинированном воздействии импульсного тока, наводороживающих и агрессивных сред.

В работе использовались аморфные металлические сплавы на основе Со и нанокристаллический сплав на основе Fe. Размеры образцов:  $\sim 3,5 \times 0,02 \times 40$  мм. В качестве наводороживающей среды использовались растворы NACE + 100 мг/л H<sub>2</sub>S и NACE + 400 мг/л H<sub>2</sub>S (NACE – CH<sub>3</sub>COOH+NaCl), а в качестве агрессивной среды – 10% и 20% растворы серной кислоты. Образцы предварительно выдерживались в растворах в течение 24 часов и в растворах серной кислоты в течение 40 минут. После чего производилось одноосное растяжение образцов на разрывной машине Instron-5565 при одновременном воздействии импульсов электрического тока длительностью  $\tau = 5$  мс и плотностью тока  $j = 10^8 - 10^9$  А/м<sup>2</sup>.

Экспериментально установлено, что при воздействии раствора NACE + 400 мг/л H<sub>2</sub>S и NACE + 100 мг/л H<sub>2</sub>S на сплав на основе Fe спад, вызванный пропусканием импульсного тока, увеличивается на 10% по отношению к образцам, не подвергнутым наводороживанию. Величина спада механической нагрузки в образцах не меняется в зависимости от того, в какой концентрации раствора они выдерживались. Воздействие наводороживающей среды на сплавы на основе Со не влияет на изменения величины спадов механического напряжения. Отмечено, что в образцах выдержанных в серной кислоте наблюдается обратный эффект, по отношению к образцам, выдержанным в растворах NACE. На сплавах на основе Со, значения спадов механического напряжения на образцах, выдержанных в растворе H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, меньше на 20% по сравнению с образцами не подвергнутых действию кислотной среды. На нанокристаллическом сплаве величина спада механической нагрузки при одной и той же плотности тока для образцов, подвергнутых воздействию раствора серной кислоты, и без воздействия практически совпадают. Следовательно, структура данного сплава более устойчива к воздействию кислотной среды. Однако, на поверхности всех исследуемых сплавов наблюдается образование оксидной пленки, а на нанокристаллическом сплаве образуется питтинг.

Таким образом, наводороживающая среда изменяет механические свойства на нанокристаллическом сплаве на основе Fe, а именно – вызывает увеличение спадов механического напряжения при электроимпульсном воздействии, а кислотная среда уменьшает это воздействие на аморфных сплавах на основе Со.

1. Федоров В.А., Плужникова Т.Н., Кириллов А.М., Яковлев А.В., Сидоров С.А. Исследование поведения аморфных сплавов в условиях импульсного токового воздействия // Материалы IV Международной конференции “Деформация и разрушение материалов и наноматериалов”, Москва, 2011. С. 157-159.



# ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ

Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Яковлев А.В., Федоров В.А.

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

Аморфные сплавы обладают набором уникальных свойств, одним из таких свойств является способность к пластическому течению. Пластическая деформация в аморфных сплавах может протекать гомогенно или негомогенно. При гомогенной пластической деформации однородно нагруженный образец испытывает однородную деформацию. При негомогенной пластической деформации пластическое течение локализовано в тонких дискретных полосах сдвига, а остальной объем твердого тела остается недеформированным. Изучение смены механизмов течения представляет собой сложную экспериментальную задачу. Вопросы эволюции структуры металлических стекол (МС) относятся к ряду наиболее значимых проблем физики сильно неупорядоченных систем. Главная трудность заключается в способе описания структуры аморфного состояния. В связи с этим, актуальной задачей физики неупорядоченных сред является изучение пластического течения МС, а также расширение числа методов исследования механических свойств МС.

В связи с этим, целью работы было изучение механизмов и закономерностей разрушения различных аморфных и нанокристаллических металлических сплавов при комбинированном воздействии нагрузки и нагрева.

Для проведения исследований использовали ленты аморфных сплавов на основе Co систем: Co–Fe–Mn–Si–Cr–B–Ni (АМАГ-170, АМАГ-179, АМАГ-180), Co–Fe–Mn–Si–B–Cr (АМАГ-183, АМАГ-186) и ленты нанокристаллического сплава на основе железа Fe–Cu–Nb–Si–B (АМАГ-200), полученные методом спиннингования. Объектами исследования служили образцы размером 3,5×55×0,02 мм.

Были проведены испытания на ползучесть. В ходе экспериментов нагрев образцов определяли прибором Testo 845. Скорость нагрева составляла 0,65<sup>0</sup>С/с. Эксперименты фиксировали *in situ* на цифровую видеокамеру. Затем производили покадровую развертку видеосъемки, на основании которой определяли изменение длины образца в течение всего эксперимента. По результатам измерений были построены зависимости относительной деформации образцов от времени.

Отмечено, что удлинение образцов при испытаниях на ползучесть зависит от элементного состава сплавов. МС на основе Co обладают большей пластичностью по сравнению с нанокристаллическим сплавом на основе железа. Относительная деформация МС на основе Co в среднем – 25%, а нанокристаллического сплава на основе железа – 8%. Комбинированное воздействие нагрузки и нагрева приводит к изменению морфологии поверхности сплавов. Зависимость относительной деформации образцов от времени носит ступенчатый характер. Обнаружено, что интенсивная пластическая деформация образцов происходит вблизи температуры кристаллизации.

## КИНЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ФРАГМЕНТАЦИИ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ

Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н.

*Нижегородский филиал Федерального государственного бюджетного учреждения  
науки Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,  
Нижний Новгород, Россия,  
[gf.sarafanov@yandex.ru](mailto:gf.sarafanov@yandex.ru)*

В проведенных авторами исследованиях развит кинетический подход к описанию формирования разориентированных областей кристалла вблизи мезодефектов, т.е. мощных упругих напряжений, возникающих на межзеренных границах. Среди мезодефектов, образующихся при пластической деформации, можно выделить три типа характерных мезодефектов, представляющие собой "строительные" блоки процесса фрагментации. Во-первых, это стыковая дисклинация, которая формируется в стыках или изломах исходных границ в результате накопления на них дополнительных разориентировок. Вторым типичным зародышем фрагментации является дисклинационный диполь, возникающий при пластической деформации на двойном изломе границы зерна. Третьим характерным мезодефектом является планарный мезодефект типа плоского скопления эквидистантно распределенных краевых дислокаций. В рамках континуального описания показано, что мезодефекты в пластической зоне вызывают расслоение однородного потока дислокаций и формируют области повышенной плотности дислокационного заряда. В рамках дискретного описания на основе разработанной компьютерной программы проведено моделирование кинетики дислокационного ансамбля в упругих полях мезодефектов и установлено, что мезодефекты (дисклинации) формируют области сгущений дислокаций определенного знака, которые перестраиваются посредством скольжения в субграницы. Субграницы являются оборванными, и представляют собой динамические стационарные образования. Средняя разориентировка отдельной субграницы оказывается равной половине мощности дисклинации. Показано, что образование субграниц приводит, во-первых, к снижению упругой энергии системы за счет эффекта экранировки полей напряжений дисклинаций ансамблем дислокаций; во-вторых, к снижению упругой энергии системы за счет расщепления исходных дисклинаций; в-третьих, к уменьшению градиентов внутренних полей напряжений, создаваемых дисклинациями и, как следствие, выравниванию скорости пластической деформации в объеме зерен.

Установлено, что в конгломерате зерен (бикристалле, трикристалле) формирование оборванных дислокационных границ обусловлено аккомодационным движением решеточных дислокаций в упругом поле мезодефектов, возникающих в результате накопления пластических несовместностей на межкристаллитных границах, а также с коллективными эффектами в ансамбле сильно взаимодействующих дислокаций в окрестности наведенных мезодефектов.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 10-02-00508-а).*

## ФОРМИРОВАНИЕ РАЗОРИЕНТИРОВОК В ЯЧЕИСТЫХ СТРУКТУРАХ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сарафанов Г.Ф.

Нижегородский филиал Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН,  
Нижний Новгород, Россия,  
[gf.sarafanov@yandex.ru](mailto:gf.sarafanov@yandex.ru)

В настоящем сообщении рассматриваются механизмы формирования разориентированных ячеистых структур. На основе решения задачи о пространственной корреляции флуктуаций плотности дислокаций получены выражения для эволюционных уравнений дислокационного ансамбля [1] с учетом их флуктуационного взаимодействия. В результате показано, что критерием неустойчивости однородного распределения дислокаций является выполнение условия

$$\rho > \rho_c = (e/\pi)(\sigma_e/Db)^2,$$

где  $D = G/2\pi$  для ансамбля винтовых и  $D = G/2\pi(1 - \nu)$  краевых дислокаций. Согласно проведенному исследованию при достижении в кристалле критической степени деформации  $\varepsilon_c = \varepsilon(\rho_c)$  в его объеме начинают нарастать флуктуации плотности дислокаций с характерным пространственным масштабом  $d = \sqrt{8\pi^2/e(e-1)} \cdot \rho^{-1/2}$ , в итоге формируется разориентированная ячеистая структура. Установлено, что дислокации в областях своей избыточной повышенной плотности формируют равновесные образования (дипольные субграницы), которые при снятии нагрузки сохраняются. Фактически образуя дисклинационный квадруполь, дипольные субграницы вызывают аккомодационное скольжение в других системах скольжения и формируют новые стенки, снижая тем самым поля внутренних напряжений в окрестности ячейки. Такое рассогласование с исходной кинетикой динамической структуры приводит к дополнительному притоку дислокаций в дипольные субграницы, повышая их разориентировку и, соответственно, дальнейшее аккомодационное скольжение. В итоге, мы имеем механизм поворота ячейки как целого непрерывным образом и возникновению разориентированных ячеек.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (проект № 10-02-00508-а).*

### Список литературы

1. Сарафанов Г.Ф. Корреляционные эффекты в ансамбле краевых дислокаций //ФТТ. - 2008, т.50. вып.10, с.1793-1799.

# ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ $\text{La}_{0.95}\text{Ba}_{0.05}\text{Mn}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}\text{O}_{3+\delta}$ В СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ

Седых В. Д.<sup>1</sup>, Русаков В. С.<sup>2</sup>, Кведер В. В.<sup>1</sup>, Зверькова И. И.<sup>1</sup>, Кулаков В. И.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

<sup>2</sup> Московский университет им. М.В. Ломоносова, Москва, Россия

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

Методами мессбауэровской спектроскопии и рентгеновской дифрактометрии исследованы структурные изменения в легированном барием манганите лантана  $\text{La}_{0.95}\text{Ba}_{0.05}\text{Mn}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}\text{O}_{3+\delta}$  в зависимости от режима вакуумного изотермического отжига (непрерывный и ступенчатый отжиг). Поликристаллический образец  $\text{La}_{0.95}\text{Ba}_{0.05}\text{Mn}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}\text{O}_{3+\delta}$ , синтезированный методом золь-гель, имеет ромбоэдрическую структуру (пр. гр.  $R\bar{3}c$ ). При вакуумном отжиге, ромбоэдрическая фаза начинает переходить в орторомбическую фазу  $PnmaI$ . Начиная с некоторой длительности вакуумного отжига, ромбоэдрическая фаза исчезает и формируется смесь трех орторомбических фаз  $PnmaI$ ,  $PnmaII^*$  и  $PnmaII$  (общая пр. гр.  $Pnma$ ), при этом соединение становится стехиометрическим по кислороду ( $\delta = 0$ ). Дальнейший вакуумный отжиг, независимо от его режима, приводит к необычному изменению парциального соотношения орторомбических фаз, который имеет флуктуационный характер, т.е. происходят обратимые фазовые переходы при отсутствии междузельного кислорода, отвечающего за фазовые переходы.

Обработка мессбауэровских спектров смеси орторомбических фаз проводилась по программе DISTRI и определялось распределение квадрупольных расщеплений  $P(\Delta)$ , которое показало наличие трех максимумов, где каждый соответствует определенной орторомбической фазе.

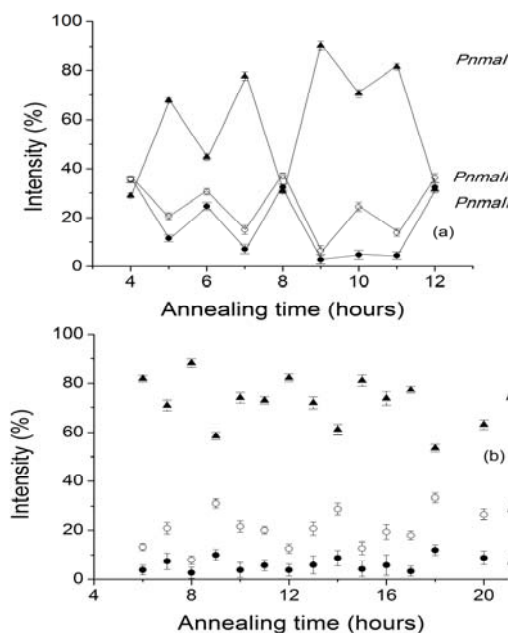


Рис.1

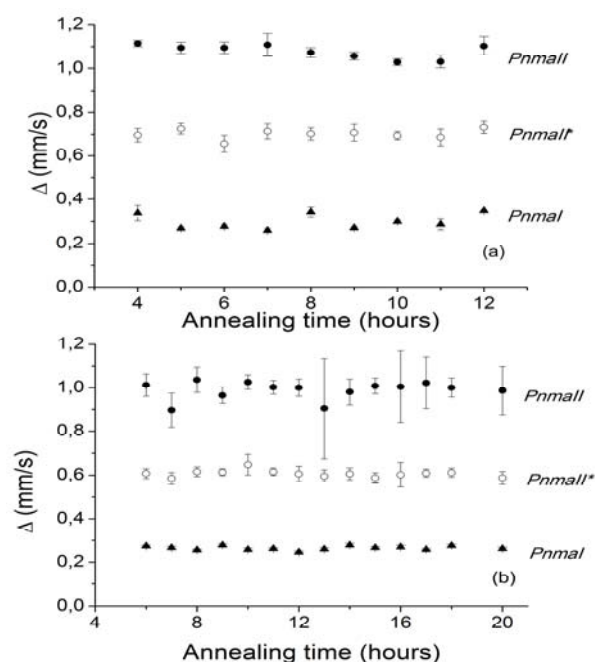


Рис.2

Изменение интенсивности каждого максимума в распределении  $P(\Delta)$  в зависимости от длительности непрерывного (a) и ступенчатого (b) вакуумного отжига показано на рис.1. На Рис.2. приведена зависимость величины квадрупольного расщепления  $\Delta$  каждого максимума от длительности непрерывного (a) и ступенчатого (b) вакуумного

отжига ( $T_{от} = 650^{\circ}\text{C}$ ), которая практически не меняется. Это означает, что в пределах каждой фазы локальное окружение практически не меняется ни при каких режимах вакуумного отжига.

Вопрос о причинах столь необычного флуктуационного изменения парциального соотношения фаз в соединении  $\text{La}_{0.95}\text{Ba}_{0.05}\text{Mn}_{0.98}\text{Fe}_{0.02}\text{O}_3$ , легированном барием, при вакуумном отжиге пока остается открытым. Мы предполагаем, что наблюдаемый эффект обусловлен стохастическими процессами.

## **ВЫСОКОГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ: ПАРАМЕТРЫ, МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ, СВОЙСТВА**

**Дитенберг И. А.\* \*\* \*\*\*, Тюменцев А. Н.\* \*\* \*\*\***

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

*\*\*Томский государственный университет, Томск, Россия*

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

[ditenberg\\_i@mail.ru](mailto:ditenberg_i@mail.ru)

Проведено обобщение экспериментальных данных о закономерностях формирования и эволюции высокоградиентных структурных состояний, характеризующихся высокой континуальной плотностью дефектов кристаллического строения (дислокаций и дисклинаций), в металлических материалах разного класса. Сопоставлены параметры микроструктуры этих материалов в зависимости от способов и степеней пластической деформации. Проанализирована взаимосвязь параметров зеренно-субзеренной структуры и параметров упруго-напряженных состояний. Обсуждаются механизмы формирования высокоградиентных структурных состояний и условия их реализации в зависимости от исходных и приобретаемых при деформационном воздействии прочностных характеристик материалов. Показано, что «масштабный фактор» определяет специфику наноструктурных состояний, характеризующихся низкими значениями локальных внутренних напряжений при высоком уровне их градиентов.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке гранта Президента Российской Федерации МК-85.2011.8 и междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 72. Исследования проведены с использованием оборудования Томского материаловедческого центра коллективного пользования ТГУ.*

## ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В МЕХАНОКОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Nb–Al И Cu–Al В ПРОЦЕССЕ КОМПЛЕКСНОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ

Денисов К.И.<sup>1,2</sup>, Дитенберг И.А.<sup>1,2,3</sup>, Тюменцев А.Н.<sup>1,2,3</sup>,  
Корзников А.В.<sup>4</sup>, Корчагин М.А.<sup>5</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

<sup>2</sup>Томский государственный университет, Томск, Россия

<sup>3</sup>Сибирский физико-технический институт, Томск, Россия

<sup>4</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

<sup>5</sup>Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, Новосибирск, Россия

denisov\_ki@mail.ru

Проведено исследование особенностей микроструктуры механокомпозитов Cu+Al и Nb+Al после различной продолжительности механической активации (МА) в планетарной шаровой мельнице АГО-2 и последующего кручения под давлением при комнатной температуре. Структурные исследования проведены методами рентгеноструктурного анализа, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Микроструктура компактов изучалась в сечении, перпендикулярном плоскости кручения.

Установлено, что после 2-3 минут МА в образцах присутствуют как мелкие порошинки с размерами от сотен нанометров до нескольких микрометров, так и пластинчатые конгломераты с размерами до сотен микрон. Увеличение продолжительности МА способствует уменьшению размеров областей когерентного рассеяния и росту микроискажений кристаллической решетки. Помимо этого, наблюдается активация процессов синтеза интерметаллических фаз.

Показано, что в порошинках образуются высокодефектные субмикро- и наноструктурные состояния. В порошке Nb+Al обнаружено формирование двухуровневых структурных состояний – нанозерен размерами от 50 до 100 нм, содержащих субзерна размерами около 20 и менее нанометров с малоугловыми границами разориентации и высокой кривизной кристаллической решетки:  $\chi_{ij} \approx (100-200)$  град/мкм в субзернах Nb размером около 10 нм и  $\chi_{ij} \approx (10-40)$  град/мкм в субзернах Al размером около 20–30 нм.

В процессе кручения под давлением в материалах развивается нанополосовая структура с чередованием слоев Al и Nb (Cu). Различия микроструктуры изученных композитов заключаются, во-первых, в ширине полос (30–300 нм в Cu+Al и 5–50 нм в Nb+Al). Во-вторых, для Nb+Al свойственно формирование структурных состояний с высокими значениями кривизны кристаллической решетки: до 200 град/мкм в Nb и до 50 град/мкм в Al, что согласуется с результатами исследования после МА.

Установлено, что микротвердость механокомпозитов с увеличением продолжительности МА возрастает в несколько раз. Дальнейшая обработка порошков методом кручения под давлением приводит к дополнительному упрочнению материала.

Обсуждаются механизмы структурообразования и упрочнения изучаемых в работе материалов в условиях одновременного (кооперативного) действия процессов формирования и релаксации дефектной субструктуры.

*Работа выполнена с использованием оборудования ТМЦКП ТГУ при частичной финансовой поддержке гранта Президента РФ (МК-85.2011.8) и междисциплинарного интеграционного проекта фундаментальных исследований СО РАН № 72.*

# ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНИ ДИСПЕРСНОСТИ НА РАЗВИТИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ

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

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия, [olya\\_dan@mail.ru](mailto:olya_dan@mail.ru)*

Современные алюминиевые сплавы, как правило, кроме основных легирующих элементов содержат микродобавки переходных металлов. В результате термической обработки (гомогенизации, высокотемпературной прокатки, старения) в подобных сплавах формируются частицы вторичных фаз различной степени дисперсности, причём как когерентных, так и некогерентных.

Сплав Al–6%Zn–3%Mg является типичным представителем такого класса сплавов. Очевидно, что изучение закономерностей развития пластической деформации в подобных материалах является весьма сложной задачей. Во-первых, необходимо детально изучить фазовый состав и микроструктуру недеформированного сплава, во-вторых, выявить закономерности эволюции дефектной субструктуры в процессе пластической деформации, причём подобные исследования следует сопровождать получением количественных характеристик.

Исследования эволюции дислокационной субструктуры и деформационного рельефа сплава Al–Zn–Mg были проведены на разных масштабных и структурных уровнях при испытаниях на сжатие и растяжение; были получены различные количественные характеристики как деформационного рельефа, так и дислокационной субструктуры.

Установлено, что в исследуемом сплаве присутствуют частицы разного состава и различной степени дисперсности, а именно, частицы интерметаллидов, размеры которых могут достигать десятков мкм, достаточно крупные частицы, в основном, η-фазы, размером порядка 1 мкм, расположенные на границе субзёрен, и, наконец, мелкодисперсные частицы, средний размер которых 40 нм, находящиеся вне субграниц.

Оказалось, что режим термообработки (закалка с последующим старением) оказывает влияние на характеристики частиц, расположенных на границе субзёрен, и вне субграниц. Было также установлено, что в результате выдержки на второй ступени старения формировались когерентные образования (кластеры) размером менее 5 нм, при этом характеристики мелкодисперсных частиц, образовавшихся на первой ступени старения, практически не менялись.

Сопоставление результатов исследования дислокационной субструктуры и деформационного рельефа позволило установить закономерности развития скольжения в ходе деформации сплава. Оказалось, например, что мелкодисперсные частицы и когерентные образования играют определяющую роль на ранних стадиях деформации, не превышающих 0,05. При этом наличие крупных частиц значительно ускоряет процесс накопления геометрически необходимых дислокаций.

При больших степенях деформации в сплаве происходит значительное усиление локализации скольжения. При испытаниях на растяжение именно при таких деформациях наступает разрушение образцов сплава, тогда как при сжатии образцы способны деформироваться до очень больших степеней деформации.

Модельные исследования явления локализации скольжения в зоне сдвига, которые проводились с учётом соотношения масштабных характеристик частиц и начальной плотности дислокаций, вполне удовлетворительно согласуются с данными эксперимента, особенно на ранних стадиях деформации.

# МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛА С ГЦК МАТРИЦЕЙ И УПРОЧНЯЮЩИМИ ЧАСТИЦАМИ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ L1<sub>2</sub>

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

Томский государственный архитектурно-строительный университет,  
Томск, Россия, [olya\\_dan@mail.ru](mailto:olya_dan@mail.ru)

Изучение роли деформационных дефектов кристаллической решетки в закономерностях пластического поведения материалов является в настоящее время необходимой составляющей методов исследования физических свойств материалов. В настоящей работе исследование проведено на основе математической модели пластической деформации дисперсно-упрочненных материалов с ГЦК матрицей, включающей систему дифференциальных уравнений баланса деформационных дефектов материала.

Одним из широко используемых на практике методов повышения механических свойств металлических материалов является упрочнение дисперсными частицами. Предполагается, что частицы упрочняющей фазы являются упорядоченными по типу L1<sub>2</sub> и имеющими когерентную связь с матрицей. В ходе деформации часть когерентных частиц вследствие термоактивируемых процессов блокировки дислокаций становятся неперерезаемыми.

Введение в матрицу материала когерентной фазы, упорядоченной по типу L1<sub>2</sub>, вносит ряд особенностей в накопление дислокаций и деформационное упрочнение ГЦК материала. Дислокации либо перерезают когерентную частицу упорядоченной фазы, сдвигая ее на расстояние удвоенного вектора Бюргерса, либо дислокации захватываются частицей, вследствие образования внутри нее дислокационного барьера по механизму Кира-Вильсдорф, что приводит к существенному изменению сопротивления движению дислокаций, интенсивности накопления дислокаций в зоне сдвига и, соответственно, деформационного упрочнения материала.

Сопротивление движению дислокаций  $\tau_a$  в сплаве с частицами, упорядоченными по типу L1<sub>2</sub>, обусловлено напряжением взаимодействия с дислокациями леса  $\tau_d$ , напряжением трения  $\tau_f$ , напряжением перерезания частиц  $\tau_{пер}$ , торможением дислокаций в частице по механизму Кира  $\tau^*_{Ог}$ , а также напряжением Орована  $\tau_{Ог}$ . Напряжение Орована обусловлено некогерентными частицами. Частицу, внутри которой произошло образование барьера Кира, будем считать неперерезаемой. При дальнейшем движении дислокаций она преодолевается по механизму Орована. Таким образом, деформирующее напряжение получено в виде:  $\tau_a = \tau_f + \tau_d + \tau_{пер} + \tau^*_{Ог} + \tau_{Ог}$ .

При взаимодействии дислокаций с частицами L1<sub>2</sub> в ходе пластической деформации возможно возникновение следующих типов дефектов: линейные дефекты – сдвигобразующие дислокации, дислокационные призматические петли вакансионного и межузельного типов, дислокации в дипольных конфигурациях вакансионного и межузельного типов; а также точечные дефекты – межузельные атомы, моновакансии, бивакансии.

Получены кривые деформационного упрочнения в сплаве с медной матрицей и когерентными частицами со сверхструктурой L1<sub>2</sub>, а также зависимость плотности дислокаций и концентрации точечных дефектов различного типа от степени деформации при разных температурах и скоростях деформации, а также при различных масштабных характеристиках упрочняющей фазы. Оценен вклад плотности составляющих дислокационной подсистемы в общую плотность дислокаций при разных долях ( $0 \leq \mu \leq 1$ ) некогерентных частиц упрочняющей фазы.



## ДВОЙНИКОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ РУБИНА ПРИ ВИБРАЦИОННОМ НАГРУЖЕНИИ

Босин М.Е., Рускин В.М.

*Харьковская гуманитарно-педагогическая академия, Харьков, Украина,*  
[bosin@yandex.ru](mailto:bosin@yandex.ru)

Известно, что монокристаллы рубина являются одним из наиболее перспективных материалов для производства активных элементов твердотельной лазерной техники. Отметим, что физико-механические свойства рубина являются структурно- и ориентационно-чувствительными. В реальных условиях эксплуатации лазерные элементы подвергаются различным термомеханическим воздействиям, в частности, вибрациям, которые приводят к образованию дефектов кристаллической решётки и потере работоспособности лазера. Представляется интересным исследование изменения структурного состояния монокристаллов рубина в условиях, близких к эксплуатационным.

Изучались монокристаллы, выращенные по методу Вернейля. Исходная (ростовая) плотность дислокаций в образцах составляла:  $\rho_{II} = 10^5 \text{ см}^{-2}$  – призматических и  $\rho_B = 10^6 \text{ см}^{-2}$  – базисных. Структурное состояние изучалось методом избирательного химического травления плоскостей  $(0001)$ ,  $(11\bar{2}0)$  и  $\{10\bar{1}0\}$  в расплаве кислого серно-кислого калия с последующей промывкой в кипящей воде, дистиллированной воде и этиловом спирте.

Вибрационные испытания проводились на электродинамической установке 4ВЭ 10/5000. Образцы жёстко крепились к вибростенду. Амплитуда колебаний составляла 1,5 мм при частоте  $\nu = 10 \div 40$  Гц. Ориентация образцов на вибростенде выбиралась таким образом, что сдвиговые напряжения, возникающие при действии вибрационных волн в плоскостях двойникования  $\{10\bar{1}1\}$ , были максимальными. При этом в базисной системе скольжения сдвиговые напряжения практически отсутствовали. В системе призматического скольжения действовали существенные сдвиговые напряжения.

При вибрации в течение 5 часов в образцах образовывались новые двойниковые прослойки, расширялись имеющиеся и образовывались трещины. Наблюдалось также увеличение на порядок плотности призматических дислокаций вблизи двойников. При увеличении частоты вибрации  $\nu \sim 10$  Гц амплитуда изменяется в соответствии с выражением  $A = \frac{250g}{\nu^2}$ , где  $g$  – ускорение свободного падения. Оценки показывают, что величины сдвиговых напряжений в плоскостях двойникования составляют  $50 \div 80$  МПа, что в 15–30 раз меньше критических сдвиговых напряжений для образования двойников в этих кристаллах. Образование двойников связывается с локальной концентрацией напряжений в местах скопления призматических дислокаций. Величины этих напряжений пропорциональны числу дислокаций в скоплении и достигают тысяч и более МПа. Наряду с двойникованием при вибрации образуются трещины. Зарождение трещин связывается с плоскими скоплениями краевых дислокаций в плоскостях призматического скольжения перед препятствиями в виде границ двойников или границ блоков. Эти скопления в линейном приближении по Стро образуют зародышевую трещину в виде устойчивой полости с размером в плоскости спайности  $C = n^2b$ , где  $n \approx 20$  – число дислокаций в скоплении около трещины в окрестности двойника.

## НАНОМЕХАНИЧЕСКИЕ ПОДХОДЫ К УПРАВЛЕНИЮ БИОХИМИЧЕСКИМИ РЕАКЦИЯМИ В СУПЕРПАРАМАГНИТНЫХ СУСПЕНЗИЯХ

Головин Ю.И.<sup>1</sup>, Клячко Н.Л.<sup>2</sup>, Кабанов А.В.<sup>3</sup>

1 – Наноцентр Тамбовского государственного университета имени Г.Р. Державина,  
Тамбов, Россия

2 – Химический факультет Московского государственного университета имени М.В.  
Ломоносова, Москва, Россия

3 – Биомедицинский центр университета штата Небраска, США  
[golovin@tsu.tmb.ru](mailto:golovin@tsu.tmb.ru)

Эмпирические подходы к механоактивации химических реакций известны не одну тысячу лет. В последнее десятилетие получили развитие методы одномолекулярной механической спектроскопии и изучения тонких механизмов химических реакций на одиночных макромолекулах с помощью оптических и магнитных пинцетов. Первые не обладают селективностью и мало пригодны для биохимических целей, вторые не позволяют работать с практически интересными количествами вещества.

Цель работы заключалась в соединении этих подходов и создании условий для управления биохимическими реакциями с участием ферментов (биологически активных белков – катализаторов жизненно важных процессов) посредством дозированного наномеханического воздействия на макромолекулы фермента. Для этого белки химически «пришивались» к суперпарамагнитным наночастицам магнетита, покрытого несколькими атомными слоями золота и взвешенным в водном растворе.

Для селективного захвата молекул белка из раствора и их прикрепления к магнитным наночастицам за определенные группы на последние предварительно осаждались полимерные молекулы – линкеры, осуществлявшие прочную ковалентную или ионную связь как с наночастицей, так и с белком. При этом молекулы фермента могли быть пришиты через эти линкеры к одной, двум или более наночастицам. Помещение этой суспензии в переменное магнитное поле (МП) приводило к переориентации магнитных наночастиц и деформации прикрепленных к ним макромолекул фермента.

В работе рассмотрены различные механизмы этой деформации, оценены действующие на фермент силы, ее частотные и полевые зависимости. Также рассчитано тепловыделение и температурные поля вблизи релаксирующих в переменном магнитном поле магнитных наночастиц (по механизмам Нееля и Броуна). Экспериментально обнаружен эффект влияния низкочастотного магнитного поля ( $H = 30 \dots 200$  кА/м,  $f = 50 \dots 500$  Гц) на кинетику некоторых ферментативных реакций. Показано, что нагрев наночастиц в таком поле пренебрежимо мал и не превосходит  $10^{-7}$  К. Влияние МП на кинетику реакции имело длительное последствие (по меньшей мере, десятки минут после выключения поля) и накапливалось при повторных экспозициях в МП.

Магнито – механическая спектроскопия релаксационных процессов в молекуле фермента может дать ценную информацию об элементарных актах и промежуточных состояниях в системе, прояснить атомно – молекулярные механизмы катализа и функционирования активных центров. С практической точки зрения это может дать способ управления адресной доставкой лекарств, дистанционным дозированием их активности и т.п.

## МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$

Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Старенченко С.В., Соловьёва Ю.В

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

В работе исследованы процессы, связанные с ползучестью в монокристаллах сплава  $Ni_3Ge$  с ориентацией оси деформации [001]. Для этой ориентации характерно октаэдрическое скольжение. Ползучесть этого сплава изучалась при постоянной нагрузке и при различных температурах. Показано, что присутствуют две стадии ползучести в исследованных монокристаллах. Это – первичная стадия, где скорость ползучести уменьшается и вторичная стадия с постоянной скоростью ползучести. Монокристаллы  $Ni_3Ge$ , исследуемой ориентации, в процессе ползучести при разных температурах демонстрируют два типа кривых течения: как с низкой, так и высокой скоростью стационарной ползучести. Обнаружена инверсная высокотемпературная ползучесть  $Ni_3Ge$ . В процессе ползучести в высокотемпературной области наблюдается суперлокализация деформации.

В данной работе также представлена модель ползучести, основанная на идее, связанной с суперпозицией различных механизмов деформации [1–3]. Одни из них характерны только для упорядоченной сверхструктуры  $L1_2$  (аномальные механизмы), а другие – типичны для чистых металлов с ГЦК структурой (нормальные механизмы).

Модель представляет систему уравнений баланса деформационных дефектов (дислокаций, межузельных атомов и вакансий) совместно с уравнением, определяющим деформационное разрушение дальнего атомного порядка и выражением для деформирующего напряжения, и описывает поведение сплавов и интерметаллидов со сверхструктурой  $L1_2$ , ориентированных для множественного скольжения, в условиях изотермической активной деформации с постоянной скоростью и ползучести.

Результаты расчетов в рамках предлагаемой математической модели хорошо согласуются с экспериментальными результатами деформации сплавов с высокой и низкой энергией упорядочения. Предложенная модель описывает кривые ползучести разного типа при различных условиях: 1) растяжение при постоянной нагрузке; 2) сжатие при постоянной нагрузке; 3) при постоянном напряжении

Вычисленные кривые ползучести совпадают с экспериментальными кривыми, которые наблюдаются при исследовании ползучести в сплавах  $Ni_3Ge$  со сверхструктурой  $L1_2$  [4, 5]. Они демонстрируют важную роль суперлокализации деформации, ведущей к инверсной ползучести

1. Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Старенченко С.В. Моделирование процесса деформационного разрушения дальнего порядка в сплавах со сверхструктурой  $L1_2$  // [Физика твердого тела](#). 2002. Т. 44. № 5. С. 950-957.
2. Старенченко В.А., Старенченко С.В., Колупаева С.Н., Пантюхова О.Д. Генерация точечных дефектов в сплавах со сверхструктурой  $L1_2$  // Изв. вузов. Физика, 2000, № 1. – С. 66 – 70.
3. Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Соловьёва Ю.В. Генерация и накопление точечных дефектов в сплавах со сверхструктурой  $L1_2$  при пластической деформации. // ФММ, 2004, т. 97, № 6. – С. 9 – 15.
4. Соловьёва Ю.В., Старенченко С. В., Старенченко В.А. Ползучесть интерметаллидов со сверхструктурой  $L1_2$  // Фундаментальные проблемы современного материаловедения. 2009, т. 6, №3, С. 41-54.
5. Соловьёва Ю.В., Старенченко С. В., Старенченко В.А. Влияние оси деформации на ползучесть монокристаллов сплава  $Ni_3Ge$  // Известия РАН Серия физическая, 2011. т.75, №2, С. 222–226.

## ПРОЦЕССЫ СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИИ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ Ni<sub>3</sub>Ge

Старенченко В.А.

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

Характерной особенностью интерметаллических соединений со сверхструктурой  $L1_2$  является весьма однородное скольжение, которое оказывается устойчивым до определенной деформации. При этом можно выделить несколько каналов потери устойчивости однородной деформации. Первый – катастрофическое развитие трещин и разрушение материала. Второй связан с накоплением антифазных границ в зонах скольжения и изменением типа носителей пластической деформации от сверхдислокаций к одиночным дислокациям. Это приводит к появлению грубых следов скольжения. Другие случаи локализации пластической деформации в интерметаллидах со сверхструктурой  $L1_2$  сопровождаются ротационными модами деформации, вызванными потерей устойчивости однородной дислокационной структуры. Вследствие этого появляются макроскопические полосы суперлокализации деформации, степень деформации в которых достигает десятков тысяч процентов.

Явление суперлокализации рассматривается в двух аспектах. Первый из них касается экспериментальных наблюдений суперлокализации на монокристаллах Ni<sub>3</sub>Ge. Исследуются деформационный рельеф и эволюция дислокационной структуры монокристаллов, деформируемых в условиях активной деформации и ползучести в различных температурных интервалах.

Проведенные наблюдения позволили предположить следующую схему развития высокотемпературной суперлокализации пластической деформации монокристаллов Ni<sub>3</sub>Ge, ориентированных вблизи оси [001]. На кривой деформационного упрочнения в этом случае можно выделить несколько стадий деформации.

1. Начальная стадия деформации, наблюдающаяся до деформаций 3–4%, является стадией однородного скольжения, в процессе которого происходит очень быстрое накопление дислокаций до плотностей  $(2-3) \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

2. Стадия с нулевой скоростью накопления дислокаций и однородным скольжением. Плотность дислокаций на этой стадии остается на неизменном уровне, происходит значительное накопление в кристалле точечных дефектов. Об этом свидетельствуют многочисленные петли, наблюдаемые в дислокационной структуре.

3. Стадия распада однородной дислокационной структуры, которая одновременно является стадией суперлокализации деформации. В результате перестройки дислокаций на этой стадии деформации возникают локальные области, в которых формируется поликристаллическая локальная полоса, пластическая деформация в которой составляет тысячи процентов.

Второй аспект связан с построением модели суперлокализации деформации  $L1_2$  сплавов. В рамках описания дислокационной кинетики построена математическая модель деформации элементарного объема деформационной среды. Численные решения модели позволили получить различные типы кривых упрочнения элемента деформационной среды. Численным методом конечных элементов решена трехмерная задача о деформации монокристаллов.

Показано, что при наличии немонотонного упрочнения элементарного объема деформационной среды в изначально однородном образце формируются полосы суперлокализации деформации.

## КИНЕТИКА УПОРЯДОЧЕНИЯ В СПЛАВАХ С ГЦК РЕШЕТКОЙ

Старенченко С.В.

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

Упорядоченные сплавы находят широкое применение, поскольку в них легко регулировать свойства, проводя термическую обработку различной длительности. В связи с этим интерес представляет исследование процессов установления атомного порядка. В свою очередь важно выявить влияние, как состава и температуры, так и типа сверхструктуры на процессы упорядочения сплавов. Для этого в данной работе изучена кинетика упорядочения и роста антифазных доменов (АФД) в бинарных сплавах со сверхструктурами  $L1_2 - \text{Cu}_3\text{Pt}$ ,  $L1_2(\text{MM}) - \text{Au}_4\text{Zn}$ ,  $D1_a - \text{Au}_4\text{Cr}$ ,  $\text{Au}_4\text{V}$ .

Установлено, что при упорядочении сплавов  $\text{Cu}-22\text{ат.}\% \text{Pt}$ ,  $\text{Cu}_3\text{Pt}$ ,  $\text{Au}_4\text{Cr}$ ,  $\text{Au}_4\text{V}$ ,  $\text{Au}_4\text{Zn}$  в них 1) появляются хорошо упорядоченные зародыши, в которых степень порядка практически соответствует её равновесному значению для данной температуры ( $\text{Au}_4\text{Cr}$ ,  $\text{Au}_4\text{V}$ ), 2) за счёт увеличения доли упорядоченной фазы происходит возрастание  $\eta_{\text{эфф}}$ . Этот процесс сопровождается 3) ростом с течением времени средних размеров АФД. Существуют разные типы зависимостей  $\eta_{\text{эфф}}(t)$ . Одни свидетельствуют о быстром развитии упорядочения на начальных стадиях изотермического отжига и последующем замедлении этого процесса (сплавы  $\text{Cu}-22\text{ат.}\% \text{Pt}$ ,  $\text{Au}_4\text{V}$ ). Другие имеют S-образную форму, в них скорость упорядочения постепенно нарастает, а затем затухает.

Повышение степени дальнего порядка в сплавах сопровождается эволюцией доменной системы с возрастанием среднего размера АФД. Кинетические процессы, происходящие в  $\text{Au}_4\text{Zn}$ , с длиннопериодической структурой более сложные, здесь наблюдается зародышеобразование и рост сформировавшейся фазы, а также зародышеобразование вторичных доменов и их рост. Монодоменное состояние в изучаемых сплавах не достигается, в них возникает квазиравновесие с относительно стабильной доменной структурой разного масштаба.

Анализ экспериментальных кривых  $\langle D \rangle(t)$ , полученных для разных сплавов с разными сверхструктурами показывает, что в общем случае на кинетических зависимостях  $\langle D \rangle(t)$  выявляет восемь стадий: 1) инкубационный период; 2) зарождение; 3) рост АФД; 4) коалесценция доменов; 5) насыщение; 6) переориентация ориентационных доменов; 7) рост ориентационных доменов; 8) последующее насыщение. Длительность каждой стадии определяется температурой и зависит от природы сплава. Следует отметить, что весь набор стадий проявляется лишь в сплавах с «неоструктурным превращением», когда возникает упорядоченная фаза, с более низкой симметрией, чем кубическая. Разные стадии описываются разными по величине показателями в уравнении роста доменов:  $\langle D \rangle(t) = \langle D_0 \rangle + kt^n$ . На начальных стадиях роста доменов, когда сплав находится в двухфазном состоянии, они существенно различаются в разных сплавах, лишь при коалесценции показатель равен 0.5, что неоднократно отмечалось в ранних исследованиях.

При изотермических отжигах процессы идут в сторону равновесия. О степени равновесия можно судить на основании поведения кривых  $\eta_{\text{эфф}}(t)$  и  $\langle D \rangle(t)$ . Во всех изученных в работе сплавах ПДП достигает максимального значения раньше, чем средние размеры АФД выходят на насыщение. Это свидетельствует о независимости процессов упорядочения и роста АФД.

# ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКИХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА

Кугаенко О.М.<sup>1</sup>, Уварова С.С.<sup>1</sup>, Петраков В.С.<sup>2</sup>, Бузанов О.А.<sup>3</sup>, Егоров В.Н.<sup>3</sup>,  
Сахаров С.А.<sup>3</sup>, Поздняков М.Л.<sup>4</sup>, Гастрок Й.<sup>5</sup>

1. Москва, Россия, ФАГОУ ВПО Государственный Технологический Университет «Московский Государственный Институт Стали и Сплавов» (НИТУ "МИСИС"),

2. Россия, Москва, Экономико-энергетический институт,

3. Россия, Москва, «ОАО Фомос-Материалс»,

4. Россия, г. Санкт-Петербург, НИИ КМ «Прометей»

5. Россия, Москва, ПООО «Цвик ГМБХиКо. КГ»

[crystalxxi@misis.ru](mailto:crystalxxi@misis.ru)

Лантан-галлиевый танталат (ЛГТ,  $\text{La}_3\text{Ta}_{0.5}\text{Ga}_{5.5}\text{O}_{14}$ ), изоморф лангасита (ЛГС,  $\text{La}_3\text{Ga}_5\text{SiO}_{14}$ ) – перспективный пьезоэлектрик. Эффективность применения кристаллов связана с КЭМСом, почти в 3 раза превышающим КЭМС кварца, что позволяет создавать пьезоэлементы, работающие на прямом пьезоэффекте. В двигателях внутреннего сгорания пьезоэлементы датчиков находятся в экстремальных условиях переменных нагрузок, как механических, так и термических, их разрушение происходит вследствие усталости.

Монокристаллы выращены по методу Чохральского на предприятии ОАО «Фомос-Материалс». В исходных образцах плотность дислокаций равна  $10^4 \text{ см}^{-2}$ . Двойников и других дефектов не обнаружено.

Исследование усталостной прочности кристаллов ЛГТ проводили на высокочастотном пульсаторе Amsler 20 HFP 5100 фирмы Zwick/Roell. Предел усталостной прочности при частоте нагружения 100–150 Гц равен 10–15 кН/см<sup>2</sup> при количестве циклов нагружения  $3 \cdot 10^5$ . Поверхность сколов разрушенных образцов имеет сложную ручьевую структуру с высокой плотностью дислокаций. При небольших деформациях ( $N = 10^4$ – $10^5$  циклов) и низких нагрузках (статическая 1кН, динамическая 0,5 кН), при комнатной температуре на поверхности образцов формируется мезоячеистая структура с размером ячеек около 10мкм.

Расчет прямого продольного пьезоэффекта при циклических нагрузках показал, что на противоположных сторонах образцов ЛГТ X-среза при амплитуде напряжений до  $20 \text{ кН/см}^2$  электрические поля могут достигать 70 кВ/см с частотой механических воздействий, что ведет к уменьшению энергии процесса отрыва дислокаций от центров закрепления и к движению дислокаций. Эксперимент по сжатию кристаллов в условиях изоляции от заземленных пуансонов выявил быстрое разрушения изолированных образцов по сравнению деформацией заземленных образцов. Наблюдаемое значительное изменение микроструктуры, связанное с увеличением плотности дислокаций, возрастающей по сравнению с исходной на 4-5 порядков, двойникование и образование мезоструктуры, характерной для пластичных металлов, указывает на протекание пластической деформации в кристаллах ЛГТ при циклических воздействиях при комнатной температуре.

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si-Mg ПРИ ПРОКАТКЕ С ТОКОМ

Столяров В.В.<sup>1</sup>, Потапова А.А.<sup>1</sup>, Бродова И.Г.<sup>2</sup>

*1* Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва,

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

*2* Институт органического синтеза УрО РАН, Екатеринбург,

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

Недавно было показано, что метод электропластической прокатки (ЭПП) может быть использован не только для однофазных материалов, но и для формирования наноструктуры в сплавах с фазовым превращением [1]. Исследования, проведенные на сплавах с памятью формы и сталях, показали, что ЭПП может влиять на фазовый состав и повышать прочность материалов одновременно с улучшением деформационной способности.

Хрупкие литейные алюминиевые сплавы с присутствием эвтектики являются интересным объектом для исследования возможности применения ЭПП. В связи с этим, целью работы являлось исследование структурно-фазовых превращений при деформации с током в сплаве АД33 (Al-Si-Mg).

Исходные образцы сплава АД33 в форме пластин с размерами 2x5x150 мм были прокатаны с током и без тока. Прокатка с применением импульсного тока велась на двухвалковом прокатном стане при комнатной температуре со скоростью 4 см/с в пошаговом режиме при регулируемом разовом обжатии по толщине (~ 25 мкм) при плотности однополярного импульсного тока  $j = 30, 100$  и  $400 \text{ А/мм}^2$ , длительности импульса  $120 \times 10^{-6}$  с и частотой 800–1000 Гц.

В результате металлографических исследований было установлено, что микроструктура исходных крупнозернистых образцов (до 500 мкм), полученных при разных режимах ЭПП, зависит от степени прокатки и плотности тока. В отсутствие тока прокатка приводит к формированию полос, ширина которых уменьшается с повышением истинной деформации и при  $e = 5$  составляет 100 мкм.

Применение импульсного тока в ходе прокатки не повышает деформируемость, однако формирует внутри полос нанокристаллическую субструктуру, доля которой растет с повышением плотности тока и деформации. Роль ЭПП заключается в изменении соотношения основных структурных составляющих (эвтектика, зерна, хрупкие частицы), их измельчении. Обсуждаются возможные структурные механизмы, ответственные за структурно-фазовые превращения.

Общей тенденцией эволюции микротвердости является ее повышение с увеличением степени деформации. Однако как при прокатке без тока, так и при ЭПП наблюдаются особенности, связанные со структурно-фазовыми превращениями.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 12-02-00101\_a*

1. Потапова А.А., Столяров В.В., Применение электропластической прокатки для получения прутков из сплава TiNi, *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*, 2011, с.165-170.

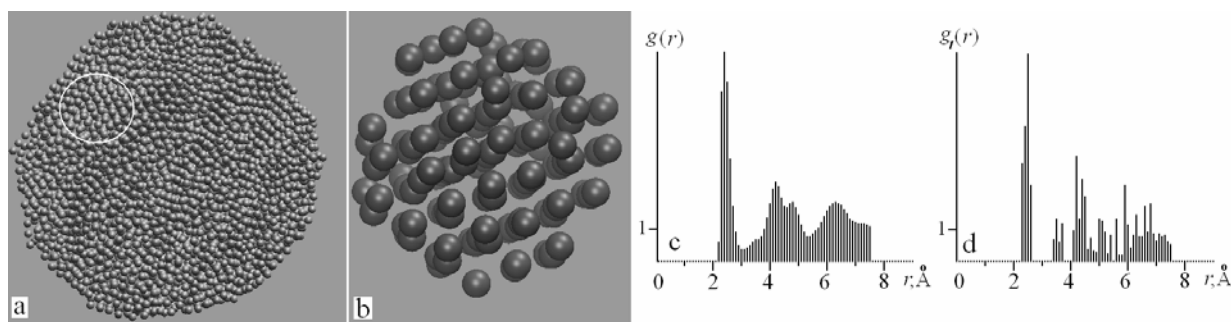
# МЕХАНИЗМ И КИНЕТИКА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЧИСТОГО НИКЕЛЯ. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ

Прохода А.С.

Днепропетровский национальный университет  
Днепропетровск, Украина,  
[a-prokhoda@mail.ru](mailto:a-prokhoda@mail.ru)

В данной работе методом молекулярной динамики изучены зарождение и рост нанокристаллов Ni в широком интервале температур изотермических отжигов. Результаты были получены с помощью разработанной новой программы для параллельных вычислений на графических процессорах (видеокарты NVIDIA). Методики моделирования такие же, как в работах [1,2]. Использовали потенциалы межатомного взаимодействия, рассчитанные в рамках метода «погруженного» атома (EAM) [3]. Зарождение центров кристаллизации (ЦК) изучали в нанокляпях (16384 атомов), а механизм и кинетику роста «больших» нанокристаллов в цилиндрических образцах с периодически граничными условиями вдоль одного направления (32768 атомов).

По результатам моделирования установлено, что: при сверхвысоких скоростях охлаждения  $\sim 10^{15}$  K/c расплавленных образцов до необходимой температуры изотермического отжига, ЦК зарождались за относительно небольшие времена ожидания  $\tau_w$  (например при температурах отжига 300, 800 и 1370 K среднее  $\tau_w$  составило 750, 50 и 3500 пс соответственно); совершенство структуры ЦК зависит от их размера; рассчитанные теплота фазового перехода  $\Delta H$  и движущая сила для процесса кристаллизации  $\Delta\mu$  так же зависят от размера ЦК; механизм роста нанокристаллов зависит от переохлаждения и от типа растущей грани: при переохлаждениях ( $< 100$  K) фронт кристаллизации не плоский, что свидетельствует о нормальном механизме роста; при переохлаждениях ( $> 100$  K) первоначально заданные грани типа (100) и (110) отсутствуют на формах роста (если в начальных условиях задать достаточно большую грань типа (100) или (110), то очень быстро рост становится многогранным с выступами, ограниченными гранями (111)); размерную зависимость скорости роста ЦК (при фиксированном переохлаждении) связали со сдвижкой Гиббса-Томсона к эффективному пересыщению и еще с размерной зависимостью  $\Delta\mu$ .



**Рис.** (a) – сечение модели “аморфного” Ni; (b) – увеличенное изображение центра кристаллизации выделенного окружностью на (a); (c) – парная функция радиального распределения атомов (ПФРРА) рассчитанная для всего образца (a); (d) – локальная ПФРРА рассчитанная для ЦК (b);  $T = 300$  K, время изотермического отжига 800 пс.

Кинетические кривые имеют классический Таммановский вид. Однако при некоторых переохлаждениях на зависимости скорости роста наклон снижающейся ветви меняется, что связано еще с одной сменой механизма роста.



1. A. M. Ovrutsky, A. S. Prokhoda. Journal of Crystal Growth **314** (2011) 258.
2. A. M. Ovrutsky, V. F. Bashev, A. S. Prokhoda. Comput. Mat. Science **50**, №6 (2011) 1937.
3. Y. Mishin, D. Farkas, M.J. Mehl, D.A. Papaconstantopoulos. Phys. Rev. B **59** (1999) 3393.

## **ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ АЗОТОМ ДЛЯ СОЗДАНИЯ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С ОСОБЫМИ СВОЙСТВАМИ**

**Капуткина Л.М., Свяжин А.Г.**

Расширение областей применения азотсодержащих сталей связано в первую очередь с реализацией повышенного уровня специальных свойств в высокопрочном состоянии.

Рациональное содержание азота в сталях определяется базовым составом. Эффективность легирования сталей азотом растет при использовании комплексного легирования другими элементами, в том числе и углеродом, а также при применении термомеханической обработки для формирования нужного структурного состояния и распределения фаз.

Повышение стабильности аустенита позволяет получать немагнитные или с регулируемой намагниченностью высокопрочные аустенитные или мартенситно-аустенитные стали.

Легирование азотом повышает коррозионную стойкость, в том числе стойкость к микробиологической коррозии сталей.

Легирование азотом усиливает биоцидные свойства медь- или серебросодержащих сталей.

Торможение процессов отпуска и старения мартенсита среднеуглеродистых низколегированных сталей при определенных соотношениях C/N повышает их прочность, в том числе сопротивление ударно-волновому нагружению.

Легирование азотом новых, так называемых "легких" сталей, созданных на базе системы Fe-Mn-Al-C, способствует уменьшению ликвации Mn, повышению удельной прочности и технологической пластичности и возможности использовать эти стали в литом и деформируемом состоянии.

Для выбора режимов высокотемпературных обработок пригодны расчетные диаграммы фазовых равновесий. Установленные экспериментально закономерности влияния азота на кинетику структурных и фазовых превращений при термической и термомеханической обработках используются при назначении конкретных режимов.

# ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЕТЛИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АЛЮМИНИЯ, МЕДИ И СВИНЦА

Колупаева С.Н., Петелин А.Е.

*Томский государственный архитектурно-строительный университет,*

*г. Томск, Россия*

*ksn58@yandex.ru, aepetelin@gmail.com*

Записана математическая модель дислокационной динамики кристаллографического скольжения, в которой учтены силы Пича–Кёлера, обусловленные приложенным воздействием, и силы сопротивления движению дислокаций, обусловленные решеточным, примесным и дислокационным трением; обратными полями напряжений со стороны скопления ранее испущенных дислокаций; вязким торможением; а также линейным натяжением и генерацией точечных дефектов (с учетом зависимости от ориентации вектора Бюргерса по отношению к линии дислокации). Математическая модель позволяет проводить исследования как формоизменения дислокационной петли, так и энергетических, масштабных и временных характеристик элементарного кристаллографического скольжения и зоны сдвига в целом. Математическая модель использована для анализа формоизменения дислокационной петли при образовании зоны кристаллографического сдвига в ГЦК металлах.

Исследование формоизменения дислокационной петли проведено с учетом и без учета генерации точечных дефектов за порогами на дислокациях. Показано, что форма дислокационной петли, представленной в начальной конфигурации в виде окружности, в начале её движения изменяется на близкую к эллиптической. По винтовой и близким к ней ориентациям возникает «участок вогнутости», наиболее выраженный для дислокаций с большим порядковым номером в скоплении. При этом с пробегом участок вогнутости уменьшается, в конечной конфигурации дислокационная петля принимает эллиптическую форму близкую к окружности.

При учете генерации точечных дефектов за порогами на дислокации «участок вогнутости» с пробегом развивается, в конечной конфигурации дислокационная петля принимает сложную форму, где разница между диаметром по винтовой и краевой ориентациям отличается более чем на порядок величины. Заметим, что в расчетах было использовано предположение, что генерация точечных дефектов осуществляется в пределах пятнадцати градусов от винтовой ориентации дислокационной петли [1]. При учете генерации точечных дефектов за порогами на дислокациях количество дислокационных петель в зоне сдвига примерно на порядок больше, чем в отсутствие генерации точечных дефектов.

Исследование, проведенное для меди, алюминия и свинца показало, что в целом формоизменение дислокационной петли подобно в различных ГЦК металлах, при этом время движения дислокационной петли в алюминии примерно в два раза меньше, а в свинце на порядок больше, чем в меди. Пробег дислокационных петель и их количество в зоне кристаллографического сдвига в меди и алюминии различаются незначительно, в свинце – примерно на 20 % больше, чем в меди и алюминии.

## Список литературы

1. Pfeffer K.H., Schiller P., Seeger A. Fehlstellener Zengung durch aufgespaltene Versetzungssprünge in kubisch flächenzentrierten metallen // Phys. Status Solidi, 1965. V.8, No. 2, pp. 517–532.

# КРИСТОНЫ КАК ЦЕНТРЫ ЗАРОЖДЕНИЯ ДЛЯ РЕЕЧНЫХ КОМПОНЕНТ МАКРОПЛАСТИНЫ БЕЙНИТНОГО ФЕРРИТА С ПОЗИЦИЙ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ РОСТА МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ

Кащенко М.П., Джемилев К.Н., Чащина В.Г.

Уральский государственный лесотехнический университет, Екатеринбург, Россия  
[mpk46@mail.ru](mailto:mpk46@mail.ru)

В [1] предложена эстафетная схема формирования бейнитного феррита. Отдельные рейки и субрейки, составляющие, согласно [2], бимодальную композицию внутри макропластины бейнита (характеризуемую габитусами, близкими к  $\{558\}_\gamma$  и  $\{774\}_\gamma$ ) образуются бездиффузионно, а их быстрый рост адекватно описывается в рамках концепции управляющего волнового процесса [3]. Длительность паузы между двумя последовательными актами образования реек, во много превышает время роста отдельной рейки, что позволяет естественно объяснить наблюдаемую скорость роста макропластины. Поскольку формирование реек сопровождается макросдвигом, торец рейки можно рассматривать в кристонной модели [4], как источник упругого поля, нарушающего симметрию аустенита. Согласно [2], имеет место и двойникование аустенита в прилегающих к рейкам областях, поэтому упругие поля торцов двойниковых пластин, также могут выполнять роль дислокационных центров зарождения (ДЦЗ), задающих локализацию пространственных областей со сниженными межфазными барьерами. В таких областях и возникают начальные возбужденные (колебательные) состояния, максимально приспособленные к старту волнового роста. Расчет упругих полей выполнялся для модели кристонов в виде упорядоченной для описания деформации простого сдвига совокупности призматических петель с краевой ориентацией вектора Бюргерса (вдоль компоненты сдвига в плоскости габитуса или плоскости двойникования). Рассматривались суперпозиционные поля совокупности, включавшей до десяти петель. Общим сегментом для всех петель служили отрезки дислокационных линий вдоль  $\langle 1-10 \rangle_\gamma$  – направлений. Второй сегмент ортогонален первому (например, для пластинки двойникового аустенита – это  $\langle 111 \rangle_\gamma$  – направление). При расчете использовались упругие модули ГЦК монокристаллов сплава Fe-31.5Ni. Показано, что при фиксированном расстоянии от базисной (самой широкой) петли угловая локализация экстремумов главных значений тензора упругих деформаций изменяется достаточно медленно при увеличении числа петель в модели кристона. Габитусам близким  $\{557\}_\gamma$ – $\{558\}_\gamma$  сопоставляются максимумы модулей главных значений сжатия тензора упругих деформаций кристонных моделей ДЦЗ, тогда как габитусам, близким  $\{774\}_\gamma$  сопоставляются угловые области, близкие к областям с максимумом положительного изменения удельного объема аустенита. Таким образом, наблюдаемая картина согласуется с теорией [3].

## Список литературы

1. Кащенко М.П., Чащина В.Г. / XX Петербургские чтения по проблемам прочности. Санкт-Петербург. 10–12 апреля 2012 г. Сборник материалов. Ч. 2. СПб. 2012. С. 77 – 79.
2. Bhadeshia H.K.D.H. Bainite in steels. 2<sup>nd</sup> ed. London: University Press. Cambridge. 2001. 454p.
3. Кащенко М.П., Чащина В.Г. // УФН. 2011. Т. 181. № 4. С. 345 – 364.
4. Кащенко М.П., Чащина В.Г., Семеновых А.Г. // Физическая мезомеханика. 2003. Т.6. №1. С.95– 122.

# ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ И МАРТЕНСИТА ОХЛАЖДЕНИЯ В ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗВИТИЮ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ

Алексеева Л.Е., Буржанов А.А., Филиппов Г.А.,

ФГУП "ЦНИИчермет им. И.П.Бардина", г. Москва, Россия,  
[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru), [8ab@bk.ru](mailto:8ab@bk.ru)

Высокопрочные коррозионностойкие стали с метастабильным аустенитом используются в виде холоднокатаной ленты для ответственных деталей авиационной техники, работающих в условиях воздействия циклических нагрузок, приводящих к развитию усталостного разрушения.

Высокая прочность и пластичность этой стали обеспечивается фазовым мартенситным превращением аустенита ( $\gamma$ ) в мартенсита деформации ( $\alpha_{м.д.}$ )  $\gamma \rightarrow \alpha_{м.д.}$ .

В настоящей работе исследовано влияние исходной структуры стальной холоднокатаной в ленты на сопротивление усталостному разрушению при стендовых циклических испытаниях и после эксплуатации на механические свойства и сопротивление усталостному разрушению.

### а) Исходная структура $\gamma + \alpha_{м.д.}$

Установлены закономерности поведения стали 23X15H5CM3Г в процессе усталостных испытаний, в частности наблюдается прирост количества мартенсита деформации, увеличение плотности дислокаций и релаксация микронапряжений. Это означает, что прирост количества  $\alpha_{м.д.}$  является следствием дополнительного фазового превращения исходного наклепанного аустенита  $\gamma \rightarrow \alpha_{м.д.}$  с образованием «свежего  $\alpha_{м.д.}$ ».

Повышение сопротивления усталостному разрушению определяется возможностью развития 2-х процессов – дополнительного фазового превращения  $\gamma \rightarrow \alpha_{м.д.}$  и релаксации микронапряжений.

### б) Исходная структура $\gamma + \alpha_{м.д.} + \alpha_{охл.}$

Исследована сталь 23X15H5CM3Г с разной наработкой: 0 ( $\gamma + \alpha_{м.д.}$ ), 162, 290, 390, 500, 2600 ( $\gamma + \alpha_{м.д.} + \alpha_{охл.}$ ), а также разным содержанием мартенсита охлаждения см. табл. 1.

**Таблица 1.** Структурное состояние и механические свойства стали 23X15H5CM3Г.

$\alpha_{охл.}, \%$	Наработка $\tau$ , час	$\alpha_{м.д.}, \%$	$\beta(211),$ град	$\rho_{\alpha}$ $\times 10^{13}$ $см^{-2}$	$\delta, \%$ лок.конц.	$\sigma_{в},$ МПа	$\sigma_{0,2},$ МПа	$\delta\%$ , отн.удл.
0	0	32,8	37,8	2,6	-	160	117	26,4
25	162	28	56	6,1	-	139	88	10,3
20	290	39	54	5,7	-	135	76	4,1
17	390	56	40,6	3,2	3	155	113	3,4
12	500	75	37	2,5	-	109	80,8	10,3
5	2600	73,5	26	1,3	14,6	182	156	9,3

Таким образом, в присутствии  $\alpha_{охл.}$  (>5%) наряду с процессом дополнительного  $\gamma \rightarrow \alpha_{м.д.}$  превращения и релаксации микронапряжений происходит накопление внутренних микронапряжений и дефектов в мартенсите охлаждения, что приводит к снижению ресурса ленты.

## ГАЗОТЕРМОБАРИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ АЗОТОМ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ

Белоусов Г.С., Белоусов А.В., Гетманова М.Е., Омельченко А.В.,  
Филиппов Г.А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия.  
[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

Газотермобарическое легирование конструкционных сталей азотом (ГТБЛ) представляет собой комплексное воздействие на обрабатываемые стали высоких давлений, температур и активной насыщающей атмосферы. Данный процесс обеспечивает тонкое регулирование азотного потенциала, что позволяет реализовать, в зависимости от поставленной задачи, как твердорастворное, так и дисперсионное упрочнение сталей. При дисперсионном упрочнении исходный состав сплава и состав упрочняющей фазы, ее строение, термокинетические и кинетические условия ее образования определяют размер, форму и характер распределения частиц в матрице, что формирует весь комплекс свойств сталей и сплавов. Сказанное можно проиллюстрировать на примере железоникелевых инварных сплавов.

Известно, низкая прочность железоникелевых инварных сплавов является главным препятствием для их использования в качестве конструкционных материалов. Для решения этой проблемы было предложено сплавы Fe–Ni–Cr, содержащие 30–36% Ni и 3–15% Cr подвергнуть ГТБЛ по различным режимам. Во всех случаях полученные сплавы представляли собой ГЦК матрицу с нитридами на основе кубического нитрида хрома CrN со структурой NaCl. Энергодисперсионной рентгеновской спектроскопией было показано, что на начальной стадии процесса выделяются комплексные нитриды  $(Cr_{1-x}Fe_xNi_y)N$  с  $0 < x < 0,55$  и  $0 < y < 0,15$ . С увеличением времени выдержки и повышением температуры газотермобарического легирования нитриды обогащаются хромом и обедняются железом и никелем. В матрице диффузионные процессы протекают в противоположном направлении: матрица обогащается никелем и обедняется хромом. Соответственно электронная и магнитная структура сплава смещается в область инварных аномалий. Так для сплава 10%Fe–4%Ni–10Cr ТКЛР, равный  $10,5 \times 10^{-6}$  град<sup>-1</sup> уменьшается после обработки до  $1,76 \times 10^{-6}$  град<sup>-1</sup>. Прочностные свойства повышаются на 30–50% с 450 МПа до 650 МПа и значительно зависят от дисперсности нитридной фазы. Таким образом, выбор исходного материала и последующего режима ГТБЛ азотом позволяет обеспечить сочетание прочностных и инварных свойств сплавов.

*Работа выполнялась в рамках Госконтракта №16.523.11.3007.*

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ ТОНКОПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА И МАРТЕНСИТА ОТПУСКА

Изотов В.И., Гетманова М.Е., Комков Н.А., Филиппов Г.А.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия.  
[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

В настоящее время при производстве железнодорожных колес, а именно при их термообработке, в ободе колеса получают структуру тонкопластинчатого перлита с твердостью на глубине 30 мм от поверхности катания не менее 255 НВ. В связи с постоянным увеличением скоростей движения и грузоподъемностью вагонов возникает потребность в колесах с более высоким уровнем твердости, более 360 НВ и ударной вязкости  $KCU \geq 18$  Дж/см<sup>2</sup>. Поэтому, проводятся работы по созданию новых типов структур колесной стали, способных обеспечить требуемые свойства.

Структура высокоотпущенного мартенсита может быть одной из структур, которая заменит структуру тонкопластинчатого перлита и обеспечит требуемый уровень твердости и ударной вязкости в железнодорожном колесе.

Целью данной работы было сравнительное исследование механических свойств высокоуглеродистой стали со структурой высокоотпущенного мартенсита и тонкопластинчатого перлита.

Структуру отпущенного мартенсита получали в процессе прерывистой закалки и последующего отпуска в диапазоне 460-500<sup>0</sup>С на стали с химическим составом, указанным в таблице 1. Для сравнения взяли колесную сталь марки «Т» (таблица 1), термообработанную на структуру тонкопластинчатого перлита.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей

Состояние	Массовая доля элементов, %									
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Nb
1 (высокоотпущенный мартенсит)	0,58	0,33	1,18	0,010	0,008	1,05	0,60	0,013	0,26	0,047
2 (тонкопластинчатый перлит)	0,69	0,42	0,72	0,003	0,010	0,032	0,09	-	0,006	-

Микроструктурными и электронно-микроскопическими исследованиями подробно изучена природа структур высокоотпущенного мартенсита и тонкопластинчатого перлита. На образцах со структурами высокоотпущенного мартенсита и тонкопластинчатого перлита были проведены сравнительные испытания на растяжение, динамический ударный изгиб и измерена твердость.

Установлено, что твердость структуры высокоотпущенного мартенсита превосходит твердость структуры тонкопластинчатого перлита и составляет 41 HRC против 33 HRC.

Исследования стандартных механических свойств выявили превосходство прочностных характеристик структуры высокоотпущенного мартенсита над структурой тонкопластинчатого перлита, но пониженные показатели пластичности  $\delta=11\%$  против 20% соответственно.

Показано, что ударная вязкость образцов со структурой высокоотпущенного мартенсита составила  $KCU^{+20}=14$  Дж/см<sup>2</sup>, а у стали со структурой тонкопластинчатого перлита  $KCU^{+20}=30$  Дж/см<sup>2</sup>. В настоящее время продолжаются работы по данному направлению.

## **МЕХАНИЗМ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЮ ЖЕЛЕЗА И НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ**

**Ливанова О.В., Ливанова Н.О., Филиппов В.Г., Шабалов И.П.**

*ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия.*  
[iqs12@yandex.ru](mailto:iqs12@yandex.ru)

Одной из наиболее важных проблем эксплуатационной надежности изделий из низколегированных и легированных сталей является повышение сопротивления разрушению в условиях воздействия коррозии и водорода. Хорошо известно, что насыщение металла водородом в условиях атмосферной коррозии, нанесения гальванических покрытий, а также контакта с агрессивной внешней средой приводит к развитию замедленного хрупкого разрушения.

На практике известны случаи замедленного разрушения высокопрочных болтов, коррозионного растрескивания под напряжением труб магистральных трубопроводов, изделий из высокопрочных мартенситостареющих сталей и др.

В связи с этим важной задачей является изучение физической природы влияния водорода на сопротивление деформации и разрушению железа и стали.

В данной работе исследовали техническое железо с различным содержанием водорода. Установлено, что с повышением содержания водорода на диаграммах растяжения пропадает, как площадка текучести, так и «зуб текучести».

Присходит уменьшение показателей пластичности, что характерно для примесей внедрения, но и наблюдается снижение прочностных показателей.

Исследование влияния скорости деформации на пластичность железа, в частности относительное сужение показало, что с уменьшением скорости деформации пластичность падает. Чем выше содержание водорода, тем значительнее это падение относительно исходного уровня.

Увеличение пластичности при увеличении скорости деформации свидетельствует о склонности наводороженного железа к водородной хрупкости. Чем выше содержание водорода в железе, тем выше склонность к водородной хрупкости. Снижение пластичности при увеличении содержания водорода в железе, а также ее уменьшение при снижении скорости деформации является следствием развития замедленного разрушения, вызванного водородом.

Испытания со скачкообразным изменением скорости деформации показали, что увеличение скорости нагружения приводит к увеличению прироста напряжения на кривой деформации. Тогда как в случае примесей внедрения, таких как азот и углерод, величина скачка напряжения наоборот снижается. Этот эффект можно было бы объяснить большой подвижностью дислокаций, однако, это противоречит увеличению склонности к охрупчиванию.

Высказано предположение о влиянии внутренних локальных микронапряжений на изменение сопротивления деформации и разрушению железа под влиянием водорода.

# ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНАЯ КАЛОРИМЕТРИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И УСТОЙЧИВОСТЬ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В СОДЕРЖАЩИХ ВОДОРОД СПЛАВАХ СИСТЕМЫ TiNiCuHf

Спивак Л.В.<sup>1</sup> Куликова М.А.<sup>2</sup> Шеляков А.В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Пермский научный исследовательский государственный университет, г. Пермь

<sup>2</sup>Пермский научный исследовательский технический университет, г. Пермь

<sup>3</sup>Московский инженерно-физический институт (Гос. университет), г. Москва

[lspivot@psu.ru](mailto:lspivot@psu.ru)

Методами дифференциальной сканирующей калориметрии высокого разрешения исследовано влияние водорода на фазовые превращения при нагреве аморфных сплавов на базе квазибинарной системы TiNiCu, легированных Fe, Al, Hf, Zr. Общие закономерности установленных явлений сводятся к следующему.

При нагреве содержащих водород сплавов фиксируются в районе температур расстеклования появление дополнительных экзотермических процессов, связанных с расстеклованием аморфных гидридов.

Увеличивается общее количество выделяемого при расстекловании тепла.

В области температур, на 150–200 °С превышающих температуру кристаллизации аморфной матрицы, развиваются эндотермические процессы, которые обусловлены декомпозицией гидридных фаз. Эндотермический пик можно представить как суперпозицию двух или трех подпиков. Это свидетельствует о том, что процесс декомпозиции гидридной фазы совершается в несколько стадий не только тогда, когда гидридная фаза представляет собой изолированные гранулы, но и когда гидридная фаза окружена содержащей водород матрицей.

После кристаллизации содержащих водород сплавов на базе системы TiNiCu установлена тенденция к снижению температуры прямого и обратного мартенситных превращений. Это обусловлено возникновением при кристаллизации нанокристаллической структуры.

Исследована устойчивость вызванных введением водорода структурных изменений в этом классе материалов. При нагреве выдержанных при комнатной температуре в течение 6 месяцев после насыщения водородом образцов сплавов фиксируется набор экзотермических пиков, которые присутствуют и на DSC кривых в этих сплавах при нагреве сразу после наводороживания. Экзотермический процесс, ответственный за кристаллизацию аморфной матрицы ограничен или вообще не фиксируется. Высокотемпературный эндотермический процесс наблюдается в том же температурном интервале и имеет мультиплетный характер как и при нагреве сразу после наводороживания. Однако абсолютная величина эндотермического эффекта несколько уменьшается.

При нагреве сплавов, выдержанных при комнатной температуре в течение пяти лет после насыщения водородом, общие закономерности процессов кристаллизации сохраняются. Это касается характер экзотермических пиков и температур расположения. Тем не менее, абсолютная величина тепловых эффектов уменьшается для всех регистрируемых процессов.

Принципиальным отличием DSC кривых наводороженных образцов после столь длительного вылеживания является отсутствие эндотермических эффектов при нагреве сплавов выше температур расстеклования. Предполагается, что столь длительная выдержка находящейся в аморфном состоянии гидридной фазы, способствует при ее кристаллизации возникновению гидридных кристаллов с более высокой температурой диссоциации.



## ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В АУСТЕНИТНО–ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТКАХ

Левина А.В., Мальцева Л.А., Третникова М.П., Мальцева Т.В.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург, [mla44@mail.ru](mailto:mla44@mail.ru)

Данная работа посвящена изучению влияния деформационно-термических обработок на механические свойства, фазовый состав и структуру новой исследуемой безуглеродистой коррозионностойкой аустенитно-ферритной стали 03X13H10K5M2Ю2Т. Проведенные исследования новой аустенитно-ферритной стали в соответствии с основными технологическими этапами производства высокопрочной проволоки для упругих элементов и мединструмента позволили установить:

1. С точки зрения дальнейшей обработки и наилучшего соотношения фаз (50:50), оптимальной температурой нагрева под закалку является температура 950..1000° С.

2. В интервале температур 400–500°С происходит распад пересыщенного ОЦК-твердого раствора с выделением высокодисперсной упорядоченной интерметаллидной фазы NiAl; в интервале 700–800°С из аустенита выделяется высокотемпературная интерметаллидная фаза Лавеса ( $\text{Fe}_{74}\text{Cr}_{12}\text{Ni}_{14}$ )<sub>2,09</sub>( $\text{Mo}_{64,4}\text{Ti}_{35,6}$ ).

3. Аустенит исследуемой стали является деформационно-нестабильным и при деформации  $e \geq 2,0$  практически полностью превращается в мартенсит деформации.

4. Изучена эволюция структурообразования при термической обработке и холодной пластической деформации. Выявлены закономерности формирования дислокационных субструктур в ходе волочения: сетчатой субструктуры → ячеистой → фрагментированной. При этом полюсная плотность  $\langle 110 \rangle$  для ОЦК фазы увеличивается от 1,9 до 3,2. Холодная пластическая деформация волочением приводит к образованию 100% ОЦК-фазы (вследствие метастабильности аустенита) и, следовательно, к увеличению прироста прочностных свойств при последующем последеформационном старении.

5. Разработанная сталь склонна к старению, причем достижение наиболее высоких прочностных свойств осуществляется при температурах старения 480..500°С. Изучена кинетика старения исследуемой стали. Проведенные исследования показали, что фазой, ответственной за упрочнение является интерметаллидная фаза типа NiAl, которая выделяется из ОЦК фазы.

6. Установлены температурные интервалы выделения как упрочняющих, так и нежелательных высокотемпературных интерметаллидных фаз.

7. Разработанная высокопрочная ( $\sigma_{\text{в}} \geq 3000$  МПа) коррозионно-стойкая аустенитно-ферритная сталь показала ряд преимуществ перед дуплексными (промышленными аустенитно-ферритными сталями) и аустенитными сталями.

По результатам проведенных исследований разработана технология получения высокопрочной проволоки, выданы рекомендации по степеням обжата и температурам старения, при которых наблюдается наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств.. Получен патент на разработанную и исследуемую сталь. Получена опытная партия высокопрочной проволоки (с  $\sigma_{\text{в}} \geq 3000$  МПа) по предложенной технологии, которая прошла промышленную апробацию в качестве материала для упругих элементов и мединструмента.

*Работа выполнена при частичной поддержке проектов в Федеральной целевой программе «Развитие потенциала высшей школы» (2010-2013 г.г.) – тема № 62265; и проекта в Федеральной целевой программе «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 г.г., тема № 62261.*

# СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

Мальцева Л.А., Озерец Н.Н., Шарапова В.А., Храмова К.Д.

Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
г. Екатеринбург, [m1a44@mail.ru](mailto:m1a44@mail.ru)

Для метастабильных аустенитных сталей важная технологическая операция в производственном цикле – холодное волочение – не только обеспечивает получение проволочной заготовки заданного размера, но и является эффективным способом структурного упрочнения и формирования конечных служебных свойств будущего изделия.

Целью данного исследования является изучение влияния кобальта на структурные и фазовые превращения в метастабильных аустенитных сталях 03X14H11K5M2ЮТ и 03X14H11KM2ЮТ в соответствии с основными технологическими этапами получения высокопрочной проволоки.

Проведение сравнительных испытаний образцов отобранных по основным технологическим этапам производства проволоки на двух исследуемых сталях показало: 1. Увеличение содержания кобальта в составе стали улучшает однородность структуры стали, вследствие подавления образования в структуре δ-феррита.

2. Наблюдается изменение состава χ-фазы с увеличением содержания в аустенитных сталях кобальта: в кобальтсодержащих (~5,0 мас. %) сталях обнаружена высокотемпературная интерметаллидная χ-фаза переменного состава, кроме основных элементов содержит еще и кобальт. Его наличие обуславливает следующее изменение ориентировочного состава χ-фазы:  $(Fe,Ni)_{42,0}Cr_{13,0}Mo_{2,0}Al_{1,0} \rightarrow (Fe,Ni)_{39,0}Cr_{14,0}Mo_{2,0}Co_{2,0}Al_{1,0}$ .

3. В стали с пониженным содержанием кобальта при охлаждении наблюдается образование χ-фазы в результате распада δ-твердого раствора.

4. Обе исследуемые аустенитные стали являются деформационно-метастабильными. Количество мартенсита деформации может достигать 98-100 %.

5. В результате ХПД при умеренных степенях обжатия формируется аксиальная текстура <111>, дополненная второй компонентой типа <100>, а при высоких степенях деформации с появлением значительного количества ОЦК-фазы образуется преимущественная ориентировка кристаллов α-твердого раствора по направлению <110>. С увеличением степени деформации происходит увеличение остроты текстуры.

6. Методами рентгеноструктурного и электронно-микроскопического анализов установлены температурные интервалы выделения интерметаллидных фаз. Фазой, ответственной за упрочнение, является интерметаллидная фаза NiAl, выделяющаяся в интервале 300-500°C. Температурный интервал существования χ-фазы, выделившейся из аустенита – 700-1000 °C. В стали с пониженным содержанием кобальта появление χ-фазы наблюдается при более низкой температуре, что можно связать с распадом δ-феррита.

7. Сталь с пониженным содержанием кобальта обладает меньшей технологичностью и выдерживает меньшие суммарные степени обжатия без потери пластичности.

*Работа выполнена при частичной поддержке проектов в Федеральной целевой программе «Развитие потенциала высшей школы» (2010-2013 г.г) – тема № 62265; и проекта в Федеральной целевой программе «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 г.г, тема № 62261.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ АДАМАНТАНА И ЕГО ПРОИЗВОДНЫХ

Новиков В.А.

*Самарский государственный технический университет,  
Самара, Россия,  
[vladislav\\_novyi@mail.ru](mailto:vladislav_novyi@mail.ru)*

При оценке физико-механических свойств поверхности материала, синтезированного или модифицированного в плазме газового разряда, может быть применён метод фрактального анализа. Связь фрактальных свойств поверхности с физико-механическими описывается в ряде работ, посвященных изучению процессов формирования полимерных покрытий, их свойств и морфологии [1–4]. Известны исследования фрактальной размерности поверхностей плазменнополимеризованных плёнок стирола и октаметилтрисилоксана и её связи с режимами полимеризации [1]; плёнок оксида титана при различных методах формирования и её связи с фотокаталитическими свойствами [2]; тонких плёнок на основе Со и её связи с поверхностной энергией [3]. Корреляция между параметрами ионной бомбардировки углеродных плёнок и их фрактальными свойствами изучалась в работе [4].

В этих работах приводится большое количество способов реализации конкретных методов фрактального анализа, использующих в качестве данных профилограммы поверхностей [5], изображений растровой электронной микроскопии [1, 6, 7], сканирующей зондовой микроскопии [2–4]. В настоящей работе предлагается один из методов вычисления фрактальной размерности поверхностных микроструктур по цифровым изображениям. Метод реализован в виде вычислительной программы, позволяющей достаточно оперативно проводить фрактальный анализ изображений.

## Список литературы

1. Зынь В.И., Молчатский С.Л. Исследование фрактальной структуры поверхности полимерных плёнок стирола и октаметилтрисилоксана. / Поверхность. 1999, №4, с. 66.
2. Xagas A.P., Androulaki E., Hiskia A., Falaras P. Preparation, fractal surface morphology and photo catalytic properties of TiO<sub>2</sub> films./Thin solid films 357(1999), p. 173.
3. Li J. M., Lu L., Su Y., Lai M. O. Self-affine nature of thin film surface./Applied surface science 161(2000), p. 187.
4. Durand H.A., Sekine K., Etoh K., Kataoka I. Effect of energy on direct ion beam deposition of carbon thin films: induced defects and graphitization. / Surface and coating technology.125 (2000), p.57.
5. Бородич Ф.М., Онищенко Д.А. Фрактальная шероховатость в задачах контакта и трения (простейшие модели)./Трение и износ. 1993, т.14, №3,
6. Кульков С.Н. Применение фрактального подхода для триботехнического анализа. / Трение и износ. 1997, т.18, №6, с.761.
7. Bieganski P., Dobierzewska-Mozrzyms E., Newelski M., Pieciul E. Fractal dimension of discontinuous copper films./Vacuum 46(1995), pp. 513-516

**ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННОГО РАСТВОРЕНИЯ  
И ВЫДЕЛЕНИЯ ЧАСТИЦ ВТОРИЧНЫХ ФАЗ  
В ВЫСОКОЭЛЕКТРОПРОВОДНЫХ ХРОМОВЫХ БРОНЗАХ  
В ПРОЦЕССЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ**

**Фаизов И.А.<sup>1</sup>, Рааб Г.И.<sup>2</sup>, Чувывров Н.А.<sup>1</sup>, Фаизова С.Н.<sup>2</sup>, Биккулова Н.Н.<sup>3</sup>**

<sup>1</sup>*Башгосуниверситет, г.Уфа, Россия*

<sup>2</sup>*Институт физики перспективных материалов при УГАТУ, г.Уфа, Россия*

<sup>3</sup>*СГПА Зайнаб Бишиевой, г.Стерлитамак, Россия*

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

В условиях интенсивной пластической деформации (ИПД) дисперсионно-упрочняемых медных сплавов изменяется не только структура матрицы, но и термодинамическое состояние твердого раствора. Наблюдается сложная эволюция частиц вторичных фаз – изменяются их размеры, пространственное распределение и морфология.

В данной работе приведены результаты исследований на примере низколегированного медного сплава системы Cu-Cr. В качестве метода ИПД выбран метод равноканального углового прессования (РКУП). Перед РКУП образцы выдерживали при температуре 1050°C в течение 1, 5 и 10 часов с последующей закалкой в воду для получения пересыщенного твердого раствора с разным ансамблем частиц. При данной температуре растворяется только часть частиц. Интерметаллидные частицы, которые, вероятно, образовались в процессе литья, не растворяются. Более того, длительная выдержка (5 и 10 часов) специально была проведена для того, чтобы в результате процессов коагуляции частицы увеличились.

Таким образом, были изготовлены образцы с разным ансамблем частиц вторичных фаз, которые были подвергнуты РКУП и последующему старению. Исследование фольг и экстракционных реплик проводили на растровом и просвечивающем электронных микроскопах, рентгеноструктурный анализ - на ДРОН-4. Механические испытания на растяжение – на универсальном динамометре “Instron”. Особое внимание уделялось анализу изменений характеристик частиц вторичных фаз и характеру их распределения в зависимости от этапа обработки.

Установлено, что в процессе РКУП происходит уменьшение как размеров частиц, так и их количества. Для более детального анализа частицы были классифицированы по морфологическим признакам и идентифицированы при помощи электронограмм. Показано, что одни частицы уменьшаются, в то время как другие, наоборот, увеличиваются.

Проведен сравнительный анализ эволюции характеристик частиц, результатов рентгеноструктурного анализа и изменении показателей микротвердости и прочности при РКУП и последующем старении.

Совокупность полученных результатов позволила сделать заключение, что в процессе РКУП происходят одновременно два процесса, затрагивающих термодинамическое состояние твердого раствора – деформационно-стимулированный распад твердого раствора и одновременно деформационно-стимулированное растворение частиц вторичных фаз.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ – проектов № 12-08-00971-а, 10-08-01106-а и проекта 11-08-92001-ННС\_а, поддержанного РФФИ –НС.*

# ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ

Фаизова С.Н., Рааб Г.И.

УГАТУ, г. Уфа, Россия  
snfaiz@mail.ru

Применение методов интенсивной пластической деформации (ИПД) в сочетании с термообработками для наноструктурирования электропроводных низколегированных дисперсионно-упрочняемых медных сплавов системы Cu-Cr позволяет получить образцы с наномерной кристаллической структурой матрицы и распределением частиц вторичных фаз, обеспечивающих высокую прочность при сохранении электропроводности и структурную стабильность материала.

При ИПД происходит сложная эволюция частиц вторичных фаз, затрагивающая их размеры, пространственное распределение и морфологию. Особенности структурных изменений, происходящих с частицами вторичных фаз, свидетельствуют о существенном взаимодействии пластических мод деформации и процессов растворения и выделения частиц в процессе ИПД. В зависимости от величины накопленных деформаций процессы деформационно-стимулированного растворения частиц могут существенно изменить термодинамическое состояние пересыщенного твердого раствора легирующих элементов в медной матрице. Формируется метастабильное состояние твердого раствора. Поскольку одновременно реализуются деформационные процессы, приводящие к движению и взаимодействию большого количества дефектов – дислокаций и вакансий, то в результате деформационно-стимулированного распада твердого раствора появление новых частиц, как правило, происходит в местах скопления дислокаций, на малоугловых и большеугловых границах. На каждом этапе ИПД долевое участие каждого вышеозначенного деформационного процесса может различаться.

Исследование, проводимое на разных структурных уровнях, позволяет установить, что следствием такого сложного взаимодействия деформационных процессов является немонотонное изменение характеристик сплавов системы Cu-Cr. На микроуровне – это немонотонное изменение показателей тонкой структуры – параметра решетки, изменение микроискажений и плотности дислокаций, размеров частиц вторичных фаз и их распределения по матрице. На макроуровне – изменение показателей микротвердости, прочности, электропроводности, измеренные на каждом этапе ИПД.

Изучение закономерностей взаимовлияния процессов выделения и растворения частиц вторичных фаз и пластических мод деформации дисперсионно-упрочняемых медных сплавов позволяет разработать подходы к способам контроля количества, размера и характера распределения частиц в микроструктуре материала.

Воздействие на эволюцию частиц вторичных фаз через режимы ИПД и предварительную обработку материала является важным потенциальным фактором улучшения физико-механических наноструктурных дисперсионно упрочняемых сплавов, что и предполагается рассмотреть в качестве предмета исследований данного проекта.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ – проектов № 12-08-00971-а и 10-08-01106-а.*

# ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ, ПОДВЕРГНУТОГО НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМУ ОТЖИГУ, ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАСЫЩЕНИЯ ВОДОРОДОМ

Кузнецов П.В.<sup>1,2</sup>, Корзников А.В.<sup>3</sup>, Беляева И.В.<sup>1</sup>, Рахматулина Т.В.<sup>1</sup>,  
Сыпченко В.С.<sup>2</sup>, Астапова Н.С.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский Политехнический Университет, Томск

<sup>3</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа

[kpv@ispms.tsc.ru](mailto:kpv@ispms.tsc.ru)

Известно, что свойства нано- и субмикрокристаллических (НК и СМК) материалов обусловлены их особой дефектной структурой – большой протяженностью границ разнообразного типа и их неравновесностью [1]. Основными особенностями неравновесного состояния границ зерен (ГЗ) НК и СМК материалов являются: избыточная энергия, избыточный свободный объем и наличие дальнедействующих упругих напряжений. Согласно [1], эти факторы обуславливают повышенную диффузионную способность по ГЗ в НК и СМК материалах и склонность к сегрегации примесей. Поэтому исследование влияния водорода на свойства материалов может быть полезным для понимания физико-химических особенностей самого материала.

В настоящей работе проведено исследование влияние водорода на микротвердость СМК никеля, подвергнутого низкотемпературному отжигу.

Образцы СМК никеля были получены методом равноканального углового прессования (РКУП) по маршруту В<sub>С</sub> (4 прохода) при комнатной температуре. Отжиг проводили в течение 15 минут в интервале температур (60 ÷ 360)°С. Наводораживание образцов проводили электролитическим методом при постоянной плотности тока в течение 15 минут. Измерения микротвердости были проведены при двух значениях нагрузки  $P = 150$  и  $50$  г. Условно будем считать данные, полученные при нагрузке  $P = 50$  г, микротвердостью приповерхностных слоев.

Наводораживание образцов СМК никеля в исходном состоянии (РКУП+прокатка) повышает микротвердость образцов, по сравнению с ненаводороженными образцами. Этот эффект уменьшается с ростом температуры, при  $T > (180 \div 240)$ °С происходит размягчение структуры. Повышение микротвердости образцов в результате наводораживания наблюдается и в приповерхностных слоях при  $T \sim (60 \div 300)$  °С. Наводораживание образцов, отожженных при более высокой температуре, приводит к эффекту размягчения приповерхностных слоев. Полученные результаты показывают, что изменение микротвердости наводороженных образцов по сравнению с ненаводороженными образцами, позволяет выявить смену механизма влияния водорода на структуру СМК никеля.

Эффекты упрочнения и размягчения при насыщении металлов и сплавов водородом наблюдались неоднократно, в том числе и в чистом никеле [2]. В неравновесной сильно дефектной структуре СМК никеля, происходит образование гидридов. С ростом температуры отжига, по мере возврата структуры кристаллитов, наблюдается тенденция к образованию твердого раствора.

1. Р.З. Валиев, И.В. Александров. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. М.: Логос, 2000. 272 с.
2. J. Eastman, F. Heubaum, T. Matsumoto, and H.K. Birnbaum. The effect of hydrogen on the solid solution strengthening and softening of nickel //Acta Metall., (1982), Vol. 30, p. 1579.

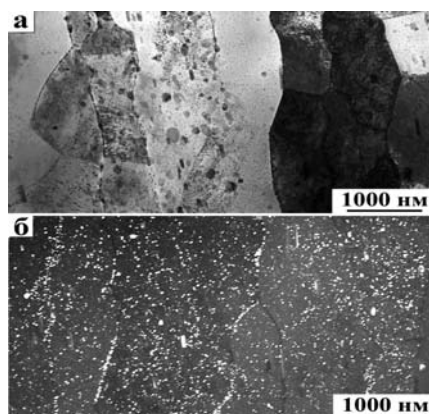
## ОСОБЕННОСТИ НАНОРАЗМЕРНОГО УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВОВ ТИПА В95

Троянов В.А., Укусников А.Н., Пушин В.Г.

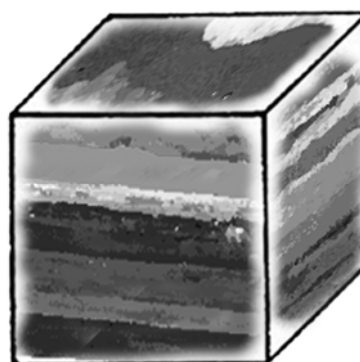
*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,  
[troy-v@mail.ru](mailto:troy-v@mail.ru)*

Методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии проведено исследование фазового состава, текстуры и тонкой структуры заготовок из плит промышленного алюминиевого сплава типа В95 системы Al-Zn-Mg-Cu, подвергнутых старению по различным режимам.

Анализ ПЭМ изображений (рис. 1) и картин микродифракции выявил слоистую зеренную структуру с вытянутыми в направлении прокатки субзернами (рис. 2).



**Рис. 1.** Типичные электронно-микроскопические изображения структуры сплава:  
*а* – светлопольное изображение,  
*б* – темнопольное изображение



**Рис. 2.** Зеренно-субзеренная структура сплава в трех ортогональных плоскостях

тематическое изучение механизмов и кинетики распада, определение типа и распределения по объему упрочняющих фаз при переходе от одного режима старения к другому позволило определить температурно-временной режим старения, при котором в структуре сплава не происходит существенных значимых изменений: при слабом росте средних размеров пластинчатых по форме частиц и некотором увеличении их объемной доли не обнаружено качественной разницы во внутризеренном гомогенном распаде, а также в характере гетерогенного выделения по границам зерен и субзерен. В таком состоянии структура сплава характеризуется однородным и равномерным распределением высокодисперсных (длиной (20-50) нм) частиц  $\eta'$ - и  $\eta$ -фаз в теле зерна и наличием на границах зерен и субзерен достаточно крупных (длиной (100-500) нм) выделений  $\eta$ -фазы. Ширина зон свободных от выделений находится в пределах 25-40 нм. Показано также, что увеличение температуры высокотемпературного старения от 165 до 180°C, напротив, приводит к значимым микроструктурным изменениям. Таким образом, установлена возможность структурной и фазовой стабилизации и определен температурно-временной интервал режимов термообработки, обеспечивающих данный эффект в стареющих промышленных алюминиевых сплавах типа В95.

Определены механические свойства сплавов и показано, что может быть достигнут требуемый для практического применения уровень прочностных и пластических характеристик ( $\sigma_B \geq 550$  МПа,  $\sigma_{0,2} \geq 500$  МПа,  $\delta \geq 10\%$ ).

## УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ $\text{Ni}_2\text{MnGa}$ С МАГНИТОУПРАВЛЯЕМЫМИ ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ

Марченкова Е. Б., Казанцев В. А., Коуров Н. И.,  
Королев А. В., Уксусников А. Н., Куранова Н.Н., Пушин В.Г.

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

В настоящей работе были изучены сплавы системы  $\text{Ni}_2\text{MnGa}$  ( $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{25}\text{Ga}_{25}$  в ат. %) с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и предшествующим им ферромагнитным переходом. Как известно, в таких сплавах, в отличие от немагнитных сплавов других систем и химических составов, мартенситные превращения и обусловленные ими эффекты памяти формы можно регулировать внешним магнитным полем. В работе впервые тройные и четверные сплавы данной системы  $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{21}\text{Ga}_{25}$  и  $\text{Ni}_{54}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_1\text{Ga}_{25}$  были подвергнуты интенсивной пластической деформации кручением (КВД) под давлением как в исходном состоянии, так и в субмикроструктурном, полученном в результате сверхбыстрой закалки из расплава (БЗР) методом спиннингования. Исследования выполняли методами рентгеновской дифрактометрии, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии *in situ*, температурных измерений электросопротивления, термоЭДС, магнитосопротивления, длины образцов в дилатометре или формы при изгибе на ЭПФ, магнитной восприимчивости и намагниченности в широком интервале температур (2,4–400 К).

КВД исходных литых сплавов ( $P = 3\text{--}5$  ГПа, 2–5 оборотов) не привело к благоприятным результатам: микроструктура сплава была неоднородной, хотя в отдельных участках образцов, преимущественно на периферии, произошло заметное измельчение зеренной структуры. Чрезвычайно эффективным оказалось применение КВД к БЗР-лентам, в результате чего была впервые получена аморфно-кристаллическая структура. Обнаружено также, что при КВД происходит индуцированное интенсивной деформацией под высоким давлением ТМП с образованием новой ранее неизвестной атомноупорядоченной фазы с аномально большой тетрагональностью ( $c/a \approx 1,4$ ), которая термически устойчива и сохраняется до 300°C. Данное ТМП наряду с собственно интенсивной пластической деформацией обеспечивает формирование высокооднородного аморфно-кристаллического состояния по всему деформируемому образцу. После завершения обратного ТМП такая аморфно-нанокристаллическая структура обладает повышенной стабильностью по отношению к прямому ТМП. Отпуск КВД-сплавов приводит к однородному атомноупорядоченному нанокристаллическому состоянию. При этом средний размер зерна можно регулировать в пределах (10–200) нм и более, варьируя температуру и длительность низкотемпературного отпуска. Обнаружено, что в нанозернах размером (20–100) нм ТМП происходят по механизму "монокристалл-монокристалл". В более крупных зернах ТМП по схеме  $L2_1 \leftrightarrow 5M \leftrightarrow 7M$  реализуются с образованием одно-двух-трехпакетной морфологии.

Обнаружено также некоторое, более заметное, чем в исходных БЗР-лентах, снижение температур ТМП, при сохранении высокой обратимости последовательности ТМП в КВД-сплавах.

*Работа выполнена при поддержке грантами РФФИ 11-02-00021, РАН 12-П-2-1060.*



## ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ И РАЗМЕРНОГО ЭФФЕКТА НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Куранова Н. Н., Коуров Н. И., Королев А. В., Макаров В. В.,  
Пушин А. В., Пушин В. Г., Уксуеников А. Н., Валиев Э. З.

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

Для сплавов на основе никелида титана, способных испытывать термоупругие мартенситные превращения (ТМП) и связанные с ними эффекты памяти формы (ЭПФ), важной задачей является совершенствование физико-механических и эксплуатационных характеристик и, прежде всего, конструкционных и функциональных, связанных с эффектами памяти. Интенсивная многопроходная пластическая деформация (ИПД) различными методами позволяет получить сплавы никелида титана с субмикро- и нанокристаллической зеренной структурой. Последующую термообработку при этом можно осуществлять в широком интервале температур.

Были выполнены исследования структуры бинарных и тройных, легированных 25% Cu сплавов никелида титана, методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, рентгеновской и нейтронной дифрактометрии, а также измерения физико-механических свойств.

Установлено, что использование механотермических обработок путем многократных прессования, прокатки или волочения приводит к сильному 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. Обнаружено, что сплавы приобретают высокопрочное наноструктурное состояние, начиная от средних размеров равноосных зерен менее 100 нм. В зависимости от режима ИПД может быть достигнута 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. Установлено, что нано- и субмикрокристаллические сплавы Ti-Ni испытывают практически те же мартенситные превращения ( $B2 \leftrightarrow R$ ,  $B2 \leftrightarrow B19$ ,  $B2 \leftrightarrow B19'$ ). 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 ступенчатое прямое и обратное превращение по схеме  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ .

При этом температуры второго перехода  $R \rightarrow B19'$  снижаются в зависимости от режима ИПД и отжига. Это позволяет регулировать критические температуры реализации данного превращения и, соответственно, обеспечиваемых ими эффектов памяти формы, варьируя режимы ИПД и, если необходимо, последующих термообработок.

*Работа выполнена при частичной поддержке гранта РФФИ 11-02-00021 и проекта Президиума РАН 12-П-2-1060.*

## СОЧЕТАНИЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛУФАБРИКАТОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ

Дюпин А. П., Куранова Н. Н., Пушин А. В.,  
Пушин В. Г., Уксусников А. Н.

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

Исследованы микроструктура и механические свойства сплавов с термоупругим мартенситным превращением (ТМП) и эффектом памяти формы (ЭПФ) на основе Ti–Ni, подвергнутых сочетанной, комбинированной по оптимальным режимам многопроходной холодной или теплой деформации прессованием, прокаткой, волочением на разные степени, а также отжигам, промежуточным или завершающим.

В исходном микрокристаллическом МК-состоянии данные сплавы имели средний размер зерна в несколько десятков (до 100) микрон. Умеренная холодная или теплая деформация (с суммарным обжатием до 25–30%) формирует в сплавах высокодефектную полосовую субмикрокристаллическую (СМК) структуру мартенсита или аустенита, соответственно. Еще более усиливает дефектность, фрагментацию и дисперсность структуры сплавов деформация на 50–60%. Обнаружено, что при повышении суммарной степени обжатия до 80–90% при теплой деформации в сплавах может быть сформировано нанокристаллическое (НК), а при холодной деформации преимущественно аморфное состояние. Отжиг при 350–500°C образцов после многопроходной деформации (или в промежутках между проходами деформации) на высокие степени обжатия, обеспечивает образование в сплавах однородной НК-структуры со средним размером нанозерна от 20 до 100 нм или СМК (более 100 нм) в зависимости от условий обработки. Данные сплавы с ЭПФ в МК- и СМК-состояниях обладают высокими прочностными и пластическими характеристиками, а в НК-состоянии и высоким пределом текучести.

Измерения механических свойств сплавов показали, что их прочностные свойства (предел деформационной текучести и временное сопротивление) достигают рекордных для этих объемных сплавов величин, близких к 2–2,5 ГПа. После оптимального отжига в сплавах, подвергнутых деформации на высокие степени обжатия (50–90%), реализуются также высокосиловые эффекты памяти формы и фазовая псевдоэластичность (до 10–15%) при больших напряжениях и практически не снижаются их деформационные (обратимая деформация) и температурные параметры.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 11-02-00021 и проекта Президиума РАН 12-П-2-1060.*

# ОБ ОСНОВНЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И СВЯЗАННЫХ С НИМИ УНИКАЛЬНЫХ СВОЙСТВАХ И ОСОБЕННОСТЯХ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ

Пушин В. Г.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

[pushin@imp.uran.ru](mailto:pushin@imp.uran.ru)

Кратко рассмотрено современное состояние металловедения сплавов и интерметаллидов, способных испытывать высокообратимые термоупругие мартенситные превращения типа (ТМП). Обсуждается явление термоупругого равновесия при мартенситных переходах, впервые открытое академиком Г.В. Курдюмовым и послужившее основой для создания нового обширного во многом уникального класса материалов, отличающихся необычными физико-механическими свойствами и так называемыми эффектами памяти формы. В обзоре представлены основные идеи и открытия академика Г.В. Курдюмова в данной области и их воплощение в современном материаловедении. Дана классификация и механизмы реализации эффектов памяти формы (ЭПФ), эффектов сверхупругости и высокой обратимой деформации превращения (при прямом превращении) или ее возврата (при обратном превращении), эффектов высокой пластичности. Анализируются особенности ТМП, ответственные за осуществление ЭПФ. Описывается влияние легирования, термических и термомеханических обработок аустенита на последующие ТМП и ЭПФ.

Демонстрируются особенности мартенситных превращений и физико-механических свойств сплавов на основе никелида титана. Среди конструкционных и функциональных материалов, испытывающих мартенситные превращения, сплавы никелида титана отличаются самыми высокими прочностными и пластическими свойствами. При этом они имеют уникальные по величине и воспроизводимости ЭПФ, высокую надежность и долговечность их реализации (механотермическую, механоциклическую, термоциклическую). Обладая хорошей свариваемостью, высокой коррозионной стойкостью, биологической совместимостью и простым химическим составом, они отличаются также технологичностью металлургического процесса и последующих производственных переделов. Как сплавы с памятью формы они единственные находят практическое применение и пока незаменимы в ответственных изделиях и устройствах нового поколения в технике и медицине. Важное практическое применение наряду с деформационными и температурными эффектами имеют силовые эффекты генерации и релаксации напряжений при ТМП, как прямых, так и обратных. Обсуждаются принципы и технологические подходы реализации различных структурных состояний в сплавах с ЭПФ. Продемонстрировано, что к числу эффективных способов получения объемных СМК и НК высокопрочных сплавов Ti-Ni относятся методы интенсивной пластической деформации (ИПД) или быстрой закалки расплава (БЗР) в сочетании с термообработкой. Показано, что если у большинства материалов с СМК и НК структурами, полученными ИПД или БЗР, высоким значениям пределов текучести и прочности отвечает пониженная пластичность при комнатной температуре (менее 10% относительного удлинения), то метастабильные сплавы TiNi проявляют необычно высокую способность к деформированию и, что особенно важно, высокое равномерное удлинение при растяжении.

*Работа выполнена при частичном финансировании проектами РФФИ 11-02-00021 и Президиума РАН 12-П-2-10-60.*

## РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ТЕРМОУПРУГОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ

Пушин В. Г., Коуров Н.И., Куранова Н. Н.,  
Макаров В. В., Пушин А. В., Уксусников А. Н.

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

Среди материалов с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП) и эффектами памяти формы (ЭПФ) сплавы на основе никелида титана демонстрируют лучшие механические, физические и химические свойства и, поэтому, наиболее перспективны для применения. Наиболее высокие механические свойства и характеристики ЭПФ данные сплавы проявляют в наноструктурированном состоянии. Нами впервые была изучена зависимость от размера зерна критических температур начала и конца прямых ( $M_s$ ,  $M_f$ ) и обратных ( $A_s$ ,  $A_f$ ) ТМП в сплавах  $Ti_{50}Ni_{50}$ ,  $Ti_{49.7}Ni_{50.3}$ ,  $Ti_{49.5}Ni_{50.5}$ ,  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , имеющих наибольшее техническое использование. Были получены и комплексно исследованы поликристаллические сплавы со средним размером зерна в диапазоне от (40–50) мкм до (5–10) нм. Сплавы в наноструктурном состоянии синтезировали, используя мегапластическую деформацию кручением под высоким давлением (КВД) или сверхбыструю закалку из расплава (БЗР) с последующим низкотемпературным отжигом. Аттестацию сплавов выполняли методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеновской дифрактометрии, а также физических измерений. Размерный эффект был обнаружен при реализации всех типов ТМП в данных сплавах:  $B2 \rightarrow R$ ,  $B2 \rightarrow B19$ ,  $B2(R) \rightarrow B19'$ . В нанокристаллических сплавах ТМП не происходят, если размер зерен в них меньше некоторого критического. Установлено, что критический размер составляет  $\sim 20$  нм для ТМП  $B2 \rightarrow R$  и  $B2 \rightarrow B19$  и вдвое больше 45–50 нм для перехода  $B2 \rightarrow B19'$ . Температурная зависимость  $M_s$ ,  $M_f$ ,  $A_s$ ,  $A_f$  для данных превращений существенно различна: для ТМП  $B2 \rightarrow R$  отсутствует; для  $B2 \rightarrow B19$  температуры уменьшаются одинаково, начиная от размера зерна менее 0,1 мкм, т.е. практически без изменения гистерезиса превращения; для  $B2(R) \rightarrow B19'$  более заметно снижаются, начиная от размера зерна менее 0,1–0,2 мкм, температуры начала прямого превращения. Обнаружены также размерные эффекты, характеризующие эволюцию морфологии мартенсита: монокристаллический, адаптивный двойниковый однопакетный или полипакетный, по мере роста размера зерен.

*Работа выполнена при поддержке грантами РФФИ 11-02-00021 и Президиума РАН 12-П-2-1060.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И ТЕРМОУПРУГОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ NiMn

Белослудцева Е. С., Куранова Н.Н., Марченкова Е. Б., Пушин В. Г.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

[pushin@imp.uran.ru](mailto:pushin@imp.uran.ru)

Соединения на основе NiMn имеют не только диффузионный A1(ГЦК) → B2(ОЦК)-переход, но и бездиффузионный B2(ОЦК) → L1<sub>0</sub>(ГЦТ), происходящий по мартенситному типу при высоких температурах (900-1100 К). В сплавах NiAl и NiMnAl температура термоупругого мартенситного превращения, изменяется в широком интервале от 1000 К вплоть до криогенных температур в зависимости от содержания. Однако до сих пор остается дискуссионным вопрос о его механизме, но можно полагать, что превращение является термоупругим (ТМП).

В работе методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, дифракции рентгеновских лучей и электронов, измерений электросопротивления и коэффициента линейного расширения в широком интервале температур изучены особенности мартенситного превращения и структура мартенсита в сплавах NiMn, NiMnAl. Анализ электронных микрофотографий позволил выделить ряд характерных особенностей внутренней структуры кристаллов тетрагонального мартенсита. Обнаружено, что мартенсит состоит из иерархии пакетов параллельных когерентных кристаллов с плоскими границами раздела между ними и тонкими вторичными нанодвойниками внутри.

Исследование влияния режима термообработки на микроструктуру сплавов Ni<sub>50</sub>Mn<sub>50</sub> и Ni<sub>49</sub>Mn<sub>51</sub> показало, что закалка в воду от 1173 К (по сравнению с закалкой от 1073 К) в обоих сплавах приводит к некоторому измельчению кристаллов L1<sub>0</sub>-мартенсита, появлению линзовидного характера части первичных двойников в пакетах и к увеличению числа вторичных нанодвойников и пачек дефектов. Это не только сопровождается уширением рентгеновских отражений мартенситной фазы, но и наблюдением на микроэлектронограммах интенсивных тяжей вдоль нормалей к плоскостям типа {111}<sub>ГЦТ</sub>. Выполненные в данной работе измерения  $\rho(T)$  и  $\Delta L/L_0(T)$  показали, что в соединении NiMn ТМП происходит в области высоких температур с узким температурным гистерезисом (~50 град). Температуры прямого и обратного мартенситного превращения, определенные методами измерения электросопротивления, коэффициента линейного расширения и рентгеноструктурного анализа, практически совпадают. Определены объемные и линейные эффекты превращения. Рассчитана величина двойникового сдвига  $s$  ( $s = 0.458$  при температуре начала мартенситного превращения). Построена диаграмма ТМП тройного сплава NiMnAl.

В работе также определены параметры решеток высокотемпературной и мартенситной фаз и системы двойникового сдвига. Установлено, что высокообратимый термоупругий характер мартенситного превращения в сплавах воспроизводится при многократном термоциклировании.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке по проектам: РФФИ 11-02-00021, РАН 12-П-2-1060.*

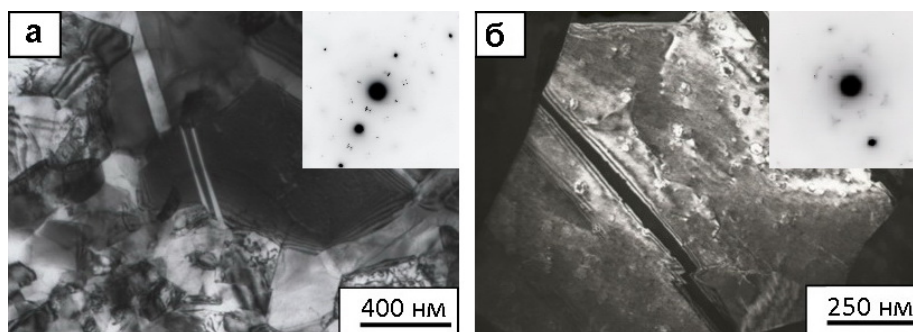
## ОБРАЗОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В АТОМНОУПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Cu–Pd

Гохфельд Н. В., Буйнова Л. Н., Пушин В. Г., Пилюгин В. П., Коуров Н. И.

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

Сплавы систем медь-палладий в атомноупорядоченном состоянии относятся к классу электрорезистивных и электроконтактных материалов, поэтому наряду с необходимыми механическими свойствами они должны обладать высокими электрическими свойствами. В настоящей работе создано и исследовано нанокристаллическое состояние в атомноупорядоченных сплавах с периодической структурой на основе Cu–Pd. Такая структура получена под воздействием мегапластической деформации кручением (МПДК) при высоком квазигидростатическом давлении и последующих отжигов при разной температуре и времени выдержки.

Электронномикроскопическое исследование всех исследованных сплавов проводили в исходном упорядоченном состоянии, после применения МПДК, после последующих отжигов с целью восстановления дальнего порядка, но сохранением нанокристаллической структуры. Исходный размер зерен в медно-палладиевых сплавах после рекристаллизационного отжига составлял 100 мкм. Для создания полного дальнего порядка образцы охлаждали в интервале температур 420–270°C со скоростью 2° в сутки. Изучение исходного упорядоченного состояния показало, что в сплаве содержатся антифазные и периодические границы. Последнее подтвердилось соответствующим расщеплением сверхструктурных рефлексов и наличием крупных С-доменов. Максимальная измельченность зерен и их высокая однородность достигалась при 15 оборотах при  $P = 8$  ГПа. На электронограммах наблюдались только кольцевые отражения. Показано, что, начиная с отжига 450°C, при достаточно малом размере зерна интенсивно притекали процессы упорядочения (рис.1).



**Рис.1.** Микроструктура МПДК-сплавов системы Cu–Pd после отжига;  
*а* – сплав Cu<sub>75</sub>Pd<sub>25</sub> (450°C, 24 ч); *б* – сплав Cu<sub>72</sub>Pd<sub>28</sub> (450°C, 1 ч)

Изучение электросопротивления всех исследованных сплавов показало, что низкие значения электросопротивления, соответствующие хорошо упорядоченному состоянию, сменялись более высокими значениями при разупорядочении. В сплавах Cu<sub>3</sub>Pd обнаружен гигантский эффект ускорения кинетики упорядочения более чем в тысячу раз в условиях сохранения высокой прочности наноструктурного состояния зерен в сплавах. Данный способ создания наноструктурного состояния в упорядоченных сплавах может быть эффективно использован для получения высокопрочных наноструктурных резистивных и электроконтактных материалов.

# ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni–Fe–Cu–Cr–Co–Al, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ СВЕРХБЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА

Ивченко М.В., Пушин В.Г., Wanderka N.\*

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия,  
\*Helmholtz Centre Berlin for Materials and Energy, Berlin, Germany,  
[MVivchenko@yandex.ru](mailto:MVivchenko@yandex.ru)*

В последние годы исследователи все большее внимание обращают на так называемые высокоэнтропийные сплавы. При наличии по крайней мере пяти металлических элементов с близкими атомными радиусам эти сплавы состава, близкого к эквиатомному, способны образовать фазы на основе твердых растворов замещения с ОЦК или ГЦК кристаллической структурой и отличаются благоприятным комплексом свойств (таких, как твердость, прочность, жаропрочность и термическая устойчивость метастабильных дисперсионно упрочненных структурных состояний).

Высокоэнтропийные шестикомпонентные эквиатомные сплавы состава AlCoCrCuFeNi были изготовлены для исследования методами сверхбыстрой закалки расплава (БЗР) сплэтингованием и спиннингованием в виде плоских тонких фрагментов пластин или лент.

Исследования структуры сплавов проводили методами просвечивающей и сканирующей электронной микроскопии, измеряли также их физико-механические свойства.

Установлено, что применение БЗР обеспечивает в полученных поликристаллических сплавах образование атомноупорядоченного по типу В2 твердого раствора с однородным распределением всех элементов в пределах зерен. При отпуске ( $T = 550$  °С, 2 часа) сплавы испытывают распад с выделением наночастиц фазы, насыщенной медью до 40 атомных %. В результате более продолжительного отпуска при той же температуре ( $T = 550$  °С, 5 часов) образуются наночастицы трех В2 фаз: первой с однородным распределением всех элементов, второй с содержанием меди до 40 атомных % и третьей, обогащенной по химическим элементам Cr, Fe, Co. После отпуска при температуре 600 °С с выдержкой 2 часа в сплаве было обнаружено три фазы выделений с В2 решеткой: фаза, насыщенная медью до 90 атомных %; фаза, обогащенная Fe, Co и Cr; фаза, обогащенная Ni и Al.

Таким образом, установлено, что исследованный высокоэнтропийный сплав имеет тенденцию к образованию кубических атомноупорядоченных нанокристаллических фаз (типа В2). Необходимо отметить, что тип кристаллической решетки фаз, в отличие от их химического состава, в процессе отпуска не изменяется. Ранее формирование таких фаз и структурных составляющих в данных сплавах, полученных обычными методами кристаллизации, не наблюдалось.

Обнаружено, что твердость и модуль упругости высокоэнтропийного сплава после отпуска при 550°С возрастают в два раза, в отличие от исходного быстрозакаленного. Кроме того, обнаружено, что сплав обладает низкой ползучестью после отпуска. Данные свойства, очевидно, обусловлены распадом сплава, в результате которого происходит его расслоение на В2 фазы: фазу стехиометрического состава Fe–Co–Cr–Ni–Al, фазу, обогащенную медью, и, напротив, фазу, обогащенную Fe, Co и Cr.

# РАСЧЕТ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ С УЧЕТОМ ВЗАИМНОГО ВЛИЯНИЯ ЭВОЛЮЦИЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЗАТУПЛЕНИЯ ВЕРШИНЫ В ОЦК КРИСТАЛЛЕ

Карпинский Д.Н., Санников С.В.

*Южный федеральный университет, г. Ростов-на-Дону, Россия*  
[karp@math.rsu.ru](mailto:karp@math.rsu.ru)

Оценивание влияния формы вершины трещины на характеристики разрушения является актуальной задачей физики прочности и механики разрушения. Экспериментальные исследования (см., например, [1] – [3]) показали, что чем острее трещина, тем ниже вязкость разрушения квазихрупких материалов: при малых величинах  $\rho$  не зависит от радиуса кривизны вершины, а при ее затуплении вязкость разрушения растет. Пластическая деформация у вершины трещины вносит существенные изменения в форму вершины и распределение напряжений в ее окрестности. Ряд расчетов (см., например, [4], [5]) учитывает пластическую деформацию, но не учитывает реальную структуру материала образцов.

Учет кристаллической структуры и формы трещины в расчетах вязкости разрушения является сложной задачей. Поэтому ограничимся расчетом коэффициента интенсивности напряжения (КИН) с учетом пластической деформации у вершины трещины в кристалле в условиях плоской деформации и смешанного типа нагружения (моды I и II) при различных формах трещины. Пластическая деформация обусловлена движением дислокаций по плоскостям легкого скольжения при совместном действии тепловых флуктуаций и сдвигового напряжения. Расчет выполнен для различных плоскостей скола, систем легкого скольжения и соотношений внешних нагрузок растяжения и сдвига. В результате расчета получены временные распределения пластической деформации, эффективного сдвигового напряжения и КИН при монотонном нагружении кристалла до заданного предела и дальнейшего процесса релаксации до установления равновесия распределений при постоянной величине внешней нагрузки.

В данном сообщении представлены результаты расчетов, которые дополняют [6] учетом взаимного влияния дислокаций скольжения в пластической зоне и формы вершины трещины. Численные расчеты выполнены для кристалла  $\alpha$ -Fe.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, Грант 10-08-00839-а.*

1. Mourad A.-H.I., El-Domiatty A. Notch radius and specimen size effects on fracture toughness of low allow steel. //Procedia Engineering, 2011. V.10.p.1348-1353.
2. Li H.-M., Wang G.-F., Wang T.J. Effect of crack-tip shape on the near-tip field in glassy polymer. //International Journal of the Solids and Structure, 2008. V.45. p.1087-1100.
3. Carolan D., Alveen P., Ivankovic A., Murphy N. Effect of notch root radius on fracture toughness of polycrystalline cubic boron nitride. //Engineering Fracture Mechanics, 2011. V.78. p. 2885-2895.
4. Saka M., Abe H., Tanaka S. Blunting of a crack tip under small-scale yielding and mixed mode loading. // Computational Mecanics, 1986. V.1. p.11-19.
5. Кислова С.Ю., Шлянников В.Н. Параметры смешанных форм разрушения с учетом конечной кривизны вершины трещины. //Деформация и разрушение, 2008. №6. С.2-8.
6. Карпинский Д.Н., Санников С.В. Эволюция пластической деформации у вершины трещины в кристалле. //Заводская лаборатория, 2012. Т.78. №5. С.52-59.



# ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ

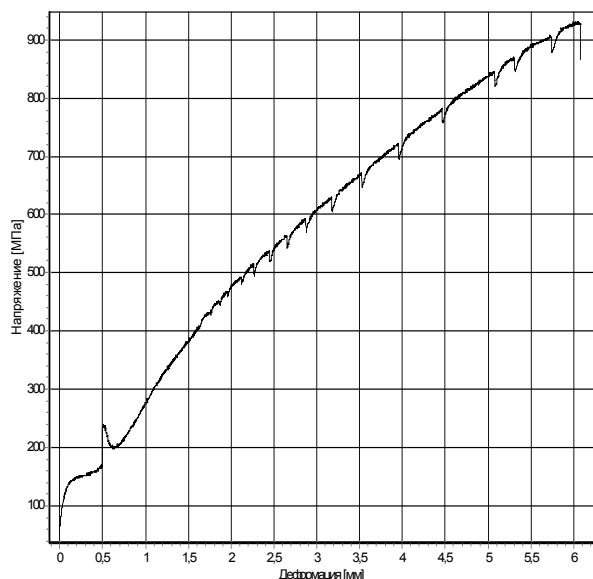
Столяров В.В.

*Институт машиноведения РАН, Москва*  
vlstol@mail.ru

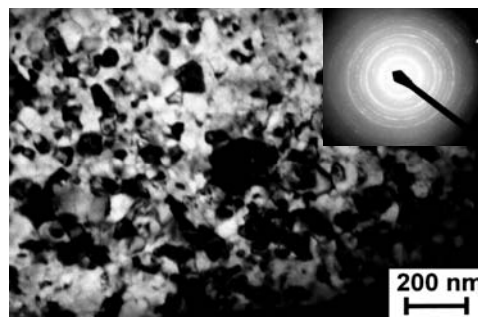
Одним из подходов к увеличению технологических и эксплуатационных свойств материалов является метод, основанный на электропластическом эффекте (ЭПЭ). Недавно было показано, что ЭПЭ не только повышает деформируемость, но и обеспечивает формирование УМЗ и (или) наноструктуры в титановых сплавах [1]. Важным аспектом остается выяснение физической природы ЭПЭ. В работе исследуется роль исходной структуры, химического и фазового состава, а также фазовых превращений в титановых сплавах ВТ1-0, ВТ6 и TiNi в проявлении ЭПЭ при прокатке и растяжении.

Показано стимулирующее влияние критической плотности тока на деформируемость, возможность формирования наноструктуры и повышения прочностных характеристик. Методом DSC обнаружено восстановление прямого мартенситного превращения в TiNi при охлаждении, которое в отсутствие тока в деформированном без тока сплаве обычно подавляется.

Анализируется природа разнонаправленных скачков напряжения, наблюдаемых на диаграммах «напряжение-деформация» при растяжении с импульсным током (рис.1а). Скачки напряжений «вверх-вниз» связаны либо с фазовым превращением, либо с ЭПЭ. ЭПЭ является структурно-чувствительным свойством, величина которого уменьшается при измельчении структуры и даже исчезает в нанокристаллическом состоянии (рис.1б).



а



б

**Рис.1.** Кривая растяжения с током (а) и наноструктура (б) сплава с мартенситным превращением

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант №11-08-00327\_а и Минобрнауки, контракт 14.740.11.0825.*

1. Столяров В.В., Угурчиев У. Х., Трубицына И.Б. и др. Интенсивная электропластическая деформация сплава TiNi // Физика и техника высоких давлений, **4**, 16, с.64 (2006).

## «СУРРОГАТНЫЕ» КРИТЕРИИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ

Метлов Л.С.<sup>1</sup>, Мышляев М.М.<sup>2</sup>

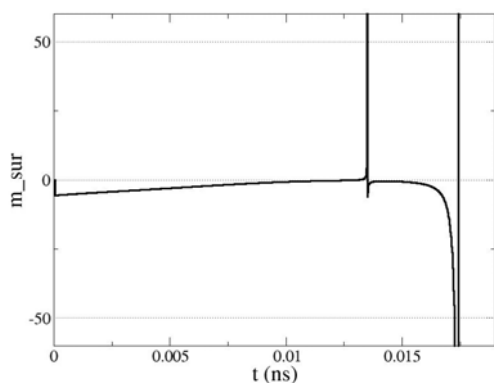
<sup>1</sup>Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины, Донецк,  
[lsmet@fti.dn.ua](mailto:lsmet@fti.dn.ua)

<sup>2</sup>Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия

<sup>2</sup>Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН,

Авторами развивается подход неравновесной эволюционной термодинамики (НЭТ) [1] к проблемам сверхпластичности [2–4]. Известно, чтобы деформация имела сверхпластический (СП) характер, должны выполняться определенные критерии для коэффициента деформационного упрочнения  $n = d \log \sigma / d \log \varepsilon$  и скоростной чувствительности напряжения течения  $m = d \log \sigma / d \log \dot{\varepsilon}$ . Поскольку накопленная деформация напрямую в НЭТ не входит, то промоделировать эти критерии в рамках НЭТ невозможно. В то же время, можно ввести некоторые их «суррогатные» аналоги  $n_{sur} = d \log \varepsilon^e / d \log t$  и  $m_{sur} = d \log \varepsilon^e / d \log \dot{h}_b$ , которые по смыслу выполняли бы аналогичную функцию в терминах НЭТ. Здесь  $\varepsilon^e$  – упругая деформация, которая пропорциональна напряжению  $\sigma$ ,  $t$  – время, которое при постоянной скорости деформирования пропорционально накопленной деформации  $\varepsilon$ . Скорость же производства границ зерен  $\dot{h}_b$  полагается мерой аналогичной скорости деформирования  $\dot{\varepsilon}$ .

Например, критерий  $m_{sur}$  вначале процесса деформирования попадает в отрицательную область, увеличивается почти до нуля, который достигает чуть левее максимума кривой прочности, а чуть правее этого максимума принимает очень большое значение (см. рисунок, график кривой прочности не приводится). Если считать, что смена упрочнения на разупрочнение происходит в результате потери устойчивости СП течения,



то суррогатный критерий удивительно точно угадывает эту точку... Кроме того, перед самым разрывом он принимает также бесконечно большие значения. Причем, если по смыслу принять, что вначале условия для пластического течения наиболее благоприятные, и это соответствует большим отрицательным значениям  $m_{sur}$ , то по мере приближения к максимуму прочности, условия для СП течения ухудшаются (исчерпание ресурса). При достижении же максимума, он полностью исчерпывается, потом система реагирует

большими значениями  $m_{sur}$ , после чего он снова переходит в отрицательную область, причем растет со временем по абсолютной величине. Эта стадия соответствует разрыву образца с одной стороны, а с другой стороны такое поведение критерия трактуется, как лучшие условия для СП.

1. Metlov L.S. // Phys. Rev. Lett. – 2012. – V. 106. – P. 165506(4).
2. Метлов Л.С., Мышляев М.М. // ФТВД. – 2009. – V. 19, № 4. – С. 19-28.
3. Метлов Л.С., Мышляев М.М. Межд. конф. НАНО-2010, Киев, 19-22 Окт. 2010. С. 130.
4. Метлов Л.С., Мышляев М.М. 6-я межд. конф. «Фазовые превращения и прочность кристаллов», Черноголовка, 16-19 ноября, 2010г. С. 42.

# О ВОЗМОЖНОСТИ РЕЛАКСАЦИИ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ (100)[001] ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ ВСЛЕДСТВИЕ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ГРИНФЕЛЬДА

Кузнецов П.В., Беляева И.В., Гунько А.Д.

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

В работе [1] было показано, что на фольгах монокристаллов алюминия [100]<001>, наклеенных на плоские образцы высокопрочных сплавов, которые подвергаются циклическому растяжению в упругой области, образуются периодические структуры различного масштаба, самоподобные в диапазоне линейных размеров от долей микрона до нескольких сотен микрон. Эти данные, являются ясным свидетельством самоорганизации деформационной структуры фольг монокристаллов алюминия при несвободном циклическом растяжении, однако механизм самоорганизации остается невыясненным до настоящего времени.

Проведенный анализ показал, что при несвободном циклическом растяжении кристаллов алюминия кубической ориентации возрастает роль поверхностного механизма релаксации упругой энергии – неустойчивости Гринфельда. Неустойчивость Гринфельда имеет чисто упругое происхождение и заключается в следующем. Когда материал имеет поверхность, на которой масса может перераспределяться каким – либо соответствующим транспортным механизмом, твердое тело может понизить свою упругую энергию путем образования поверхностных модуляций.

Длина волны поверхностных модуляций контролируется балансом между упругой энергией, которая стремится к огрублению поверхности и поверхностным натяжением, которое разглаживает ее и в рамках линейного приближения может быть определена как [2]:

$$\lambda > \lambda_c = \frac{\pi\gamma E}{\sigma^2}$$

где  $\gamma$ ,  $E$  и  $\sigma$ , соответственно, поверхностное натяжение, модуль Юнга, и напряжение. Величину дестабилизирующего напряжения и поверхностное натяжение могут быть оценены на основе приближений механики и АСМ измерений, соответственно.

Подтверждение нашей гипотезы было получено при сравнении экспериментальных данных с оценками по модели Гринфельда. Периоды квадратных решеток, образующиеся после разного числа циклов, удовлетворительно согласуется с оценками, полученными в рамках линейного приближения модели Гринфельда. Неустойчивость Гринфельда возникает в определенных граничных условиях под действием определенных критических напряжений, что обеспечивает самоподобие структур и обеспечивает дополнительный и альтернативный дислокационному скольжению канал снижения упругой энергии нагруженных кристаллов алюминия при напряжении выше предела текучести.

1. Кузнецов П.В., Петракова И.В., Гордиенко Ю.Г., Засимчук Е.Э., Карбовский В.А. Физическая мехомеханика. (2007). Т.10. В.6. С.33-42.
2. Гринфельд М.А. Неустойчивость границы раздела между негидростатически напряженным упругим телом и расплавом// ДАН СССР. (1986) Т. 290. С. 1358.

## НЕУПРУГАЯ ДЕФОРМАЦИЯ КРИСТАЛЛОВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ

Каминский П.П.<sup>1</sup>, Хон Ю.А.<sup>1</sup>, Зуев Л.Б.<sup>1</sup>, Zapolsky H.<sup>2</sup>, Туч Е.В.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия*

<sup>2</sup> *Руанский Университет, Руан, Франция*

[Khon@ispms.tsc.ru](mailto:Khon@ispms.tsc.ru)

Внутреннее и внешнее электрическое поле могут оказывать существенное влияние на процессы пластической деформации. В первом случае проявляется электропластический эффект, когда при пропускании импульсов электрического тока по образцу происходит резкое снижение сопротивления металла деформированию и повышение пластичности. Электропластический эффект к настоящему времени довольно подробно изучено экспериментально [1–4]. Во втором случае постоянное электрическое поле на поверхности проводника создаётся стабилизированным источником тока (образец является электродом электростатической машины) [2, 5, 6]. Электрическое поле увеличивает скорость ползучести алюминия. При возрастании потенциала до 1 В скорость ползучести увеличивается до 70%. Свыше 1 В скорость ползучести остается такой же. Знак заряда на поверхности никакой роли не играет. Микротвердость в электрическом поле возрастает примерно на 10 % .

Качественное изменение картины деформации металлических проводников под действием электрического поля не может быть объяснено влиянием температуры и (или) магнитного поля. Нами предлагается другой подход к решению задачи. Пластическая деформация среды рассматривается как неравновесное структурное превращение, инициированное изменением граничных условий. В каждый момент времени действует та совокупность процессов, которые приводят к наибольшей скорости релаксации среды к новому состоянию равновесия. Переменной, характеризующей изменение внутренней структуры, является комплексный параметр порядка, который вводится на основе метода [7]. Анализ нелинейного уравнения эволюции для параметра порядка показал, что механизм электропластического эффекта – усиление слабого внешнего сигнала флуктуациями в нелинейной системе. Обсуждается микроскопический механизм влияния электрического тока. Влияние электрического потенциала на скорость ползучести проводника связано с наличием двойного слоя на поверхности проводника. Получены условия проявления эффектов.

### Список литературы

1. Спицын В.И., Троицкий О.А. Электропластическая деформация металлов. –М.: Наука, 1985. – 160 с.
2. Conrad H. *Materials Science and Engineering* **A287**, 276 (2000).
3. Громов В.Е., Зуев Л.Б., Козлов Э.В., Целермайер В.Я. Электростимулированная пластичность металлов и сплавов. – М.: Недра, 1996. – 280 с.
4. Столяров В.В., Угурчиев У.Х., Трубицина И.Б., Прокошкин С.Д., Прокофьев Е.А. *ФТВД* №4, 48 (2006).
5. Кишкин С.Т., Клыпин А.А. *ДАН СССР* **211**, 325 (1973).
6. Коновалов С.В., Данилов В.И., Зуев Л.Б., Филиппев Р.А., Громов В.Е. *ФТТ* **49**, 8, 1389 (2006).
7. Jin Y.M., Khachaturyan A.G. *Journ. of appl. phys.* **100**, 013519 (2006).

# УПРУГО НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И СПОНТАННОЕ НАМАГНИЧИВАНИЕ ФЕРРОМАГНЕТИКОВ В ПЕРЕМЕННЫХ ВСТРЕЧНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ

Хон Ю.А., Марков Г.А., Каминский П.П., Крючков А.В.

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

[Khon@ispms.tsc.ru](mailto:Khon@ispms.tsc.ru)

Поликристаллические ферро- и ферромагнетики представляют структурно неоднородные среды с нелинейными свойствами. Во внешнем магнитном поле с напряженностью  $H_1$  магнитное поле в среде  $B_1 = B_1(H_1)$ . При напряженности магнитного поля  $H_2$ , направленном противоположно  $H_1$ , магнитное поле в среде  $B_2 = B_2(H_2)$  направлено противоположно  $B_1$ . При  $|H_1| = |H_2|$   $|B_1| = |B_2|$ . Возникает вопрос, что будет, если приложить сразу два поля  $H_1$  и  $H_2$ , равных по величине, но направленных в противоположные стороны? Ответ на этот вопрос получен экспериментально и теоретически.

Брались замкнутые ферро- и ферромагнитные магнитопроводы, на которые была намотана первичная обмотка, содержащая  $N_1$  витков и состоящая из двух секций по  $N_1/2$  витков в каждой. Витки первой секции наматывались в противоположном направлении виткам второй. По первичной обмотке пропускались импульсы тока различной длительности и амплитуды. Вторичная обмотка, содержащая  $N_2$  витков, наматывалась на первичную обмотку, либо охватывала целиком весь магнитопровод с первичной обмоткой (была съемной). Некоторые результаты таковы.

Для ферритового магнитопровода с максимальной магнитной проницаемостью около 2000 ( $N_1=100$ ,  $N_2=50$ ) существует критическое значение  $H_{1c}$  (напряжения  $U_{1c}$  на первичной обмотке) [1]. При  $H_1 < H_{1c}$  ток во вторичной обмотке не возникает. В условиях эксперимента  $U_{1c}=40$  В. В интервале изменения  $U_1$  от 40 В до значений примерно 100 В во вторичной обмотке возникает электрический ток. Но каких-либо закономерностей, связывающих отношение напряжения  $U_2$  во вторичной обмотке к  $U_1$ , не выявляется. При  $U_1 \geq 100$  В зависимость  $U_2$  от  $U_1$  становится линейной. При частоте электрического тока 5 кГц коэффициент трансформации  $K=U_2/U_1$  близок к 8 (при  $N_2/N_1=1/2!$ ) и слабо возрастает с увеличением напряжения на первичной обмотке. Для других типов ферритовых магнитопроводов  $K$  может достигать 10.

Для магнитопровода из листовой трансформаторной стали,  $N_1=120$ ,  $N_2=120$ , одинаковым сечением наматываемых проводов критическое значение  $H_{1c}$  близко к нулю. При частоте электрического тока 50 Гц  $K=8$ .

Как в ферритовых, так и в ферромагнитных магнитопроводах при увеличении  $N_2$  коэффициент трансформации растет пропорционально отношению  $N_2/N_1$ . Кроме того,  $K$  зависит от частоты поля.

Проведенный теоретический анализ результатов показывает, что наблюдаемое явление спонтанной (без дополнительного действия упорядочивающего магнитного поля) намагниченности связано с неравновесностью состояния системы во встречных магнитных полях и нелинейностью свойств материала. Как следствие, магнитное поле выталкивается из объема материала и локализуется во внешнем пространстве.

## Список литературы

1. Г.А. Марков, Ю.А. Хон. Письма в ЖТФ, 2001, том 27, вып.18, с.78-82.

# ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИХ ТВЕРДОСТИ

Кривошеина М.Н., Туч Е.В., Козлова М.А., Хон Ю.А., Zapolsky Н., Кобенко С.В.

ИФПМ СО РАН, г. Томск, РФ  
[elenatuch@yandex.ru](mailto:elenatuch@yandex.ru)

При эксплуатации металлических конструкций различного назначения важное значение имеет достоверная оценка твердости и механических свойств металла. В настоящее время методы контроля и диагностики механических свойств материалов, основанные на измерении твердости, являются наиболее простыми и доступными. Следует отметить, что развитие приборной базы опережает научно-методические разработки. При испытаниях на твердость реализуется схема объемного напряженно-деформированного состояния, в связи с этим непосредственно из этих результатов нельзя определить диаграмму деформационного упрочнения. С применением численных методов можно моделировать процесс внедрения инденторов различных форм и определять твердости различных материалов, в том числе и содержащих упрочняющие включения. Так, например, в работе П.В. Манахова, О.Б. Федосеева проведено численное моделирование эволюций полей пластических деформаций, возникающих при испытаниях на твердость [1]. Поэтому разработка методик, позволяющих решить эту задачу, является актуальной.



Рис. 1. Объемная начальная конфигурация алмазного индентора и образца

В данной работе проведено численное исследование напряженно-деформированного состояния металлического образца из лантана, с целью моделирования определения твердости по шкале Виккерса. Моделируется вдавливание алмазного индентора в образец из лантана методом конечных элементов, позволяющим получать распределения полей напряжений и деформаций в образце с течением времени в трехмерной постановке с использованием оригинальной программы. Полученные результаты были проанализированы и сопоставлены с экспериментальными данными.

1. П.В. Манахов, О.Б. Федосеев Численное моделирование эволюций полей пластических деформаций при испытаниях на твердость с помощью альтернативного алгоритма решения пластических задач. – Вектор науки ТГУ.- №2(16).- 2011.- с. 118-120.

# МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИИ АНИЗОТРОПНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16Т В РЕЖИМЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ

Кривошеина М.Н., Туч Е.В., Козлова М.А., Хон Ю.А., Кобенко С.В.

ИФПМ СО РАН, г. Томск, РФ  
[elenatuch@yandex.ru](mailto:elenatuch@yandex.ru)

Как правило, после обработки, в результате пластической деформации в материале будущей детали возникает анизотропия механических свойств. Даже незначительные отличия в механических свойствах в разных направлениях могут влиять на напряженно-деформированное состояние материала, особенно, при концентрации напряжений, из-за отличия скоростей упругих и пластических волн в различных направлениях.

Исследование влияния анизотропии механических характеристик материалов на их деформационное поведение при динамическом нагружении позволит точнее прогнозировать разрушение деталей в узлах и конструкциях, повысив эксплуатационную возможность, и увеличить долговечность деталей.

Цель данной работы – исследовать деформирование и разрушение преграды из анизотропного алюминиевого сплава Д16Т. Механические характеристики материала в направлении удара ниже механических характеристик в других направлениях (анизотропия модулей Юнга составляет 6%, анизотропия пределов пластичности - 16%, а прочности только 8%) при динамическом нагружении.

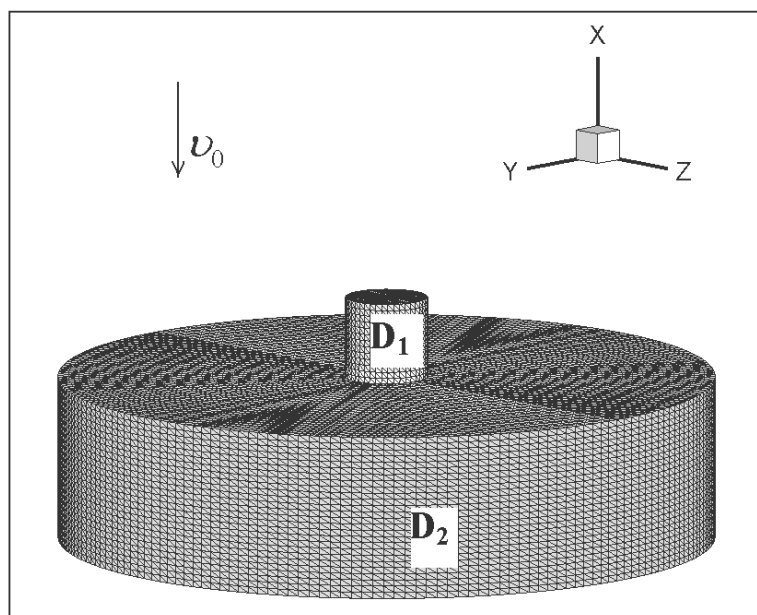


Рис.1. Объемная начальная конфигурация ударника и преграды

В работе проведено численное исследование процессов деформирования и откольного и сдвигового разрушения преграды из анизотропного материала на примере алюминиевого сплава Д16Т. Был проведен сравнительный анализ данных результатов расчетов с результатами расчетов деформирования и разрушения преграды из модельного изотропного алюминиевого сплава Д16Т.

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ГЕТЕРОФАЗНУЮ СТРУКТУРУ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ

Шевяко Н. А.<sup>1</sup>, Литовченко И. Ю.<sup>1,2</sup>, Тюменцев А. Н.<sup>1,2</sup>,  
Астафурова Е. Г.<sup>2</sup>, Чернов В. М.<sup>3</sup>, Леонтьева-Смирнова М. В.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Томский государственный университет, Томск, Россия

<sup>2</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия

<sup>3</sup>ОАО «Высокотехнологический НИИ неорганических материалов»

им. А.А. Бочвара, Москва, Россия

[nadejda89tsk@yandex.ru](mailto:nadejda89tsk@yandex.ru)

Новое поколение ядерных реакторов на быстрых нейтронах в России проектируется в расчете на использование жаропрочных комплексно-легированных 12%-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 (RUSFER-EK-181, 16X12B2ФТаР) и ЧС-139 (20X12НМВБФАР) (разработка и патент ОАО Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. А.А. Бочвара, г. Москва). Потенциальные резервы жаропрочности таких материалов связаны с возможностью управления их гетерофазной структурой с помощью подбора оптимальных термических и термомеханических обработок.

Исследованы основные карбидные превращения, происходящие в ферритно-мартенситных сталях ЭК-181 и ЧС-139 при варьировании скорости закалки, температуры и длительности отжига. На основании полученных данных предпринята попытка модификации структурно-фазового состояния исследуемых сталей с помощью термических и/или термомеханических обработок, изменяющих размеры и распределение карбидных фаз.

Установлено, что повышение скорости закалки (воздух/вода) способствует уменьшению объемной доли и размеров карбидов  $M_{23}C_6$ . Исследования влияния промежуточных отпусков на карбидную подсистему малоактивируемой стали ЭК-181 выявили температурные интервалы преимущественного выделения карбидов  $M_{23}C_6$ ,  $M_3C$  и наноразмерных частиц на основе кубического карбонитрида ванадия.

Основная идея предложенных режимов термической обработки заключается в подавлении формирования и роста грубодисперсных частиц фазы  $M_{23}C_6$  в исследуемых сталях ЭК-181 и ЧС-139 благодаря выделению в них термически устойчивых частиц на основе ванадия в интервале температур отпуска, когда благоприятные условия для зарождения частиц  $M_{23}C_6$  еще не достигнуты. Результатом предложенных режимов термической обработки явилось уменьшение объемной доли и размеров грубых выделений фазы  $M_{23}C_6$  и одновременное увеличение концентрации и дисперсности наночастиц карбонитрида ванадия. Эффект ступенчатой термообработки в большей степени проявляется на стали ЭК-181 и в меньшей на ЧС-139.

Предполагается, что дисперсное упрочнение наноразмерными термически устойчивыми частицами повысит уровень жаропрочности и термической стабильности материала и позволит ему выдерживать более жесткие высокотемпературные и радиационные нагрузки по сравнению с используемыми сегодня материалами.

На основании полученных результатов обсуждаются дальнейшие пути и перспективы модификации микроструктуры сталей ЭК-181 и ЧС-139.



# ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ ПО СХЕМЕ КРУЧЕНИЕ С РАСТЯЖЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И ХАРАКТЕР УПРОЧНЕНИЯ В МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ Fe–30%Cr8%Co

Корзникова Г.Ф., Корзников А.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

В настоящее время считается, что самую высокую экономичность и самый высокий диапазон регулирования имеют магнитоэлектрические преобразователи энергии. Для повышения КПД таких машин необходимо повышение скорости вращения роторов до сотен тысяч оборотов в минуту, что повышает требования к механическим свойствам роторов. Магниты из сплавов на основе Fe–Cr–Co обладают относительно невысокой по сравнению с другими магнитотвердыми материалами коэрцитивной силой, что открывает возможность их намагничивания и размагничивания в составе электрической машины до необходимого в каждом случае уровня. Кроме того, сплавы на основе Fe–Cr–Co являются наиболее прочными и технологичными и имеют высокую коррозионную стойкость, что открывает широкие возможности для использования их в качестве роторов электрических машин. Высококоэрцитивное состояние в них формируется за счет распада альфа твердого раствора в процессе термомагнитной обработки и последующего ступенчатого отпуска при температурах ниже 650°C, что приводит к охрупчиванию сплавов. Повышение прочностных характеристик возможно несколькими путями, основным подходом которых является уменьшение размера зерен при обработке с использованием интенсивной пластической деформации. Однако уменьшение размера зерен до наноуровня при таких деформационных обработках приводит к изменению кинетики распада пересыщенного  $\alpha$ -твердого раствора и некоторому падению магнитных характеристик в этих сплавах. Альтернативным способом повышения механических свойств без существенного ущерба для магнитных характеристик является формирование мелкозернистой структуры только в поверхностном слое, что позволяет подавить зарождение трещин в поверхностных слоях материала при высоких динамических нагрузках, и тем самым, увеличить его макропрочностные характеристики. Одним из способов создания градиентной структуры является метод сложного нагружения, который заключается в последовательной или одновременной деформации сплошной или трубчатой заготовки при выбранной температуре по схеме кручение с добавлением компонент растяжения либо сжатия.

Цель настоящей работы: оценить влияние режимов сложного нагружения по схеме кручение с растяжением на структуру и характер упрочнения в магнитотвердом сплаве Fe–30%Cr8%Co в интервале температур горячей деформации.

В докладе приведены результаты экспериментального исследования эволюции структуры и микротвердости магнитотвердого сплава Fe–30%Cr8%Co при сложном двухступенчатом нагружении в изотермических условиях по схеме растяжение-кручение при температуре 850°C. Сравнение режимов нагружения с одинаковой суммарной степенью деформации, но с различной комбинацией степеней деформации при растяжении и кручении позволило установить, что кручение по сравнению с растяжением более устойчиво к локализации деформации. Показано, что нагружение по схеме растяжение и кручение может быть использовано для изготовления цилиндрических заготовок магнитотвердых сплавов системы Fe–Cr–Co как с градиентной, так и с однородной структурой.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 12-08-97008-р\_поволжье\_a*

## ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ДЛЯ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ 22Х15К

Корзников А.В.<sup>1</sup>, Гладковский С.В.<sup>2</sup> Корзникова Г.Ф.<sup>1</sup> Миляев И.М.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,  
[korznikov@imsp.ru](mailto:korznikov@imsp.ru)

<sup>2</sup>Институт машиноведения УРО РАН, Екатеринбург, Россия,

<sup>3</sup>Институт металлургии РАН, Москва, Россия,

Современные материалы для постоянных магнитов, как правило, имеют низкую прочность и пластичность. Сплавы системы Fe–Cr–Co в высококоэрцитивном состоянии также являются твердыми и хрупкими. Но эти сплавы относятся к группе деформируемых магнитотвердых материалов, поскольку они достаточно пластичны после закалки от высоких температур (1250–1300 °С) и могут быть подвергнуты различным видам механической обработки при гомологической температуре  $T = 0,60 \div 0,75 T_{пл}$  [1, 2]. После проведения конечной низкотемпературной ступенчатой термообработки за счет расслоения высокотемпературного твердого раствора на сильномагнитную  $\alpha_1$  и слабомагнитную  $\alpha_2$  фазы образуется модулированная структура, обеспечивающая высокие значения коэрцитивной силы. Вместе с тем, наличие модулированной структуры с когерентно связанными  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$  фазами ухудшает механические характеристики, такие как прочность и пластичность. Разрушение в таких магнитах происходит по транскристаллитному механизму, характерному для материалов с повышенной хрупкостью.

Одним из подходов к повышению механических свойств сплавов является регулирование фазового состава. Известно, что в тройных сплавах Fe–Cr–Co в интервале температур 800–1200°С выделяется аустенитная  $\gamma$ -фаза [3], которая менее пластична, чем  $\alpha$ -твердый раствор, однако является более пластичной, чем модулированная структура  $\alpha_1 + \alpha_2$ . Наличие пластин  $\gamma$ -фазы в структуре может существенно улучшить стойкость к распространению трещин и, тем самым, поднять пластичность в магнитах после стандартной термомагнитной обработки и ступенчатого отжига.

Данная работа посвящена исследованию процессов разрушения и трещиностойкости сплава Fe–22%Cr–15%Co после высокотемпературной закалки, дополнительного отжига при температурах из интервала 800–1200°С и последующей термообработки по ГОСТ 24897-81 на высококоэрцитивное состояние. Испытания на ударный изгиб по ГОСТ 9454 на образцах с и образным надрезом показали, что работа разрушения увеличивается при проведении дополнительного отжига до 1.5 раз в зависимости от температуры отжига. Приведены структурные данные, свидетельствующие о том, что выделение пластинчатой  $\gamma$ -фазы способствует повышению ряда прочностных характеристик.

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 12-08-97008-р\_поволжье\_а.*

1. Корзникова Г.Ф. Влияние схемы горячей деформации на структуру и свойства магнитотвердых сплавов системы Fe–Cr–Co. // Металловедение и термическая обработка металлов – 2006. - №2. – С. 33-37.
2. G.Korznikova A.Korznikov «Gradient submicrocrystalline structure in Fe–Cr–Co system hard magnetic alloys» Materials Science & Engineering A 503 -2009,- pp. 99-102.
3. Кекало И.Б., Самарин Б.А. Физическое металловедение прецизионных сплавов. Сплавы с особыми свойствами. – М.: Металлургия, 1989. - 496с.

# КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА ФЕРРИТНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe–Cr ДО И ПОСЛЕ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ

Мельчаков М.А., Скворцов А.И.

ФГБОУ ВПО «Вятский государственный университет»,  
г. Киров, Россия  
[melchakov-m@yandex.ru](mailto:melchakov-m@yandex.ru)

Результаты исследования влияния режимов термической и термомагнитной обработки на демпфирующие свойства сплава Fe–15,4%Cr приведены в работе [1]. В ней показано, что при температурах термомагнитной обработки 350–630 °С наблюдается незначительный рост демпфирующей способности, а при температурах 630–840 °С происходит более интенсивный рост, особенно существенный, в крупнозернистом состоянии – после предварительного отжига 1200 °С.

Для исследования причин влияния термомагнитной обработки на демпфирующие и механические свойства сплава Fe–15,4%Cr проведён рентгеноструктурный анализ на установке ДРОН-3М в Co-излучении.

Мелкозернистому состоянию сплава (предварительно отожжённого при 600 °С) после термомагнитной обработки в интервале температур 630–840 °С характерно уменьшение степени искажённости кристаллической структуры (ширины рентгеновских линий) и периода решётки без заметного изменения размера зерна.

Крупнозернистому состоянию сплава (предварительно отожжённого при 1200 °С) после термомагнитной обработки в интервале температур 630–840 °С характерно постоянство степени искажённости кристаллической структуры и небольшое увеличение периода решётки.

Интересным результатом для отожжённого в интервале температур 600–1200 °С сплава является инициируемое термомагнитной обработкой в интервале температур 350–520 °С твердение, чему соответствует дополнительное расщепление рентгеновских линий. Эффект твердения увеличивается с уменьшением температуры предварительного отжига.

Предполагается, что термомагнитная обработка вызывает перераспределение атомов хрома во внутризёрном пространстве и по границам зёрен, причём характер и степень перераспределения зависит от температуры предварительного отжига.

## Список литературы

1. Демпфирующая способность и структура сплава Fe–15,4% Cr при различных температурах термомагнитной обработки и предварительного отжига / А.И. Скворцов, М.А. Мельчаков // Деформация и разрушение материалов. – 2012. – №4. – С. 22–15.

## ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПРЕССОВАНИЯ НА СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ КЕРАМИК

Груздева Е.В., Сирота В.В., Красильников В.В., Савотченко С.Е. \*,

ФГАОУ ВПО «Белгородский государственный национальный исследовательский университет», Белгород, РФ, [kras@bsu.edu.ru](mailto:kras@bsu.edu.ru),

\* ОГАОУ ДПО «Белгородский институт повышения квалификации и профессиональной переподготовки специалистов», Белгород, РФ, [savotchenko@hotbox.ru](mailto:savotchenko@hotbox.ru)

Одной из ключевых задач при изготовлении изделий из нанопорошков является оптимизация методов компактирования порошков. Проблема состоит в том, чтобы обеспечить равномерное распределение плотности таких пылевидных нанопорошков в компактах, сохранить наноструктуру в прессовках для формирования наноразмерных зёрен в процессе спекания, т.е. создать условия для подавления роста зёрен и для спекания качественных нанокерамических изделий с заданными функциональными свойствами.

В качестве объекта исследования использовали наноразмерный порошок  $ZrO_2-8\%Y_2O_3$ . Из синтезированного порошка были компактированы плотные образцы методом холодного изостатического прессования. Установлено, что после высокотемпературной обработки порошок состоит из частиц сферической формы со средним размером 5-10 нм. Порошок имеет высокую степень агломерации с размером агломератов 3 – 200 мкм. Основная фракция порошка после помола 1,5 – 50 мкм.

Установлена экспериментальная зависимость плотности спеченных образцов от давления прессования, состоящая из трех стадий. Начиная с 300 МПа, наблюдается резкое увеличение плотности компакта за счет процесса хрупкого разрушения агломератов порошка, что определяется увеличением тангенса угла наклона кривой. Резкое увеличение предела прочности экспериментальных образцов наблюдается после компактирования при давлении прессования 300 МПа и выше. Предел прочности достигает максимального значения 444,24 МПа при приложенном давлении прессования 400 МПа. Предложено нелинейное уравнение прессования, решение которого представляет собой зависимость относительной плотности спеченных образцов от давления прессования, адекватно описывающую экспериментальную кривую уплотнения.

Методом оптической инвертированной микроскопии определили средний размер зерен и значение пористости в зависимости от давления прессования. В структуре керамики диоксида циркония присутствуют два вида пор – субмикропоры, размер которых на порядок меньше размера зерна, и микропоры – эквипартичные поры, размер которых соизмерим с размером зерна и размером частиц исходного порошка. Именно эти поры определяют характер пористой структуры в керамике и ее механические свойства.

Полученные экспериментальные данные свидетельствуют о том, что внутренняя структура и механические свойства полученной керамики существенно зависят от давления прессования. Определено минимальное давление прессования (300 МПа), необходимое для разрушения агломератов порошка.

*Работа выполнена с использованием оборудования ЦКПО БелГУ «Диагностика структуры и свойств наноматериалов» в рамках госконтракта ФЦП №П-713.*

# ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ С ПОКРЫТИЕМ ИЗ НИТРИДА ТИТАНА

Бадиян Е. Е., Тонкопряд А. Г., Шеховцов О. В., Шуринов Р. В., Гриценко В. И.

Харьковский национальный университет имени В. Н. Каразина, Украина

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

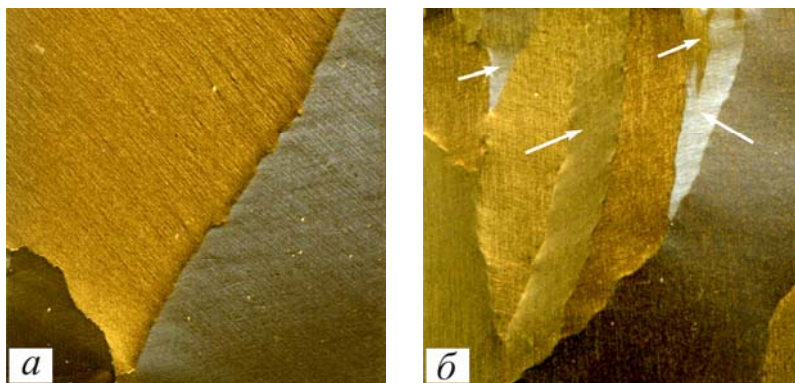
Проведены экспериментальные исследования по влиянию температуры на закономерность и механизмы развития пластической деформации поликристаллических образцов алюминия с всесторонним покрытием из нитрида титана.

Объект исследования – двумерные поликристаллические образцы алюминия (99,97%). Размеры рабочей части образца  $100 \times 20 \times 0,15$  мм<sup>3</sup>. Средний размер зерен в образцах составлял  $\approx 5 - 7$  мкм. После полировки в образцах химическим травлением выявлялась зеренная структура, производилась ионная очистка поверхности образца и в установке “Булат” наносилось покрытие из нитрида титана толщиной 3 мкм. Механические испытания образцов проводились в условиях активного растяжения со скоростью деформации  $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  в температурном интервале от комнатной температуры до 300 °С.

Результаты проведенных исследований показали, что деформационные кривые образцов с покрытием так же, как и для образцов без покрытия, при комнатной температуре обнаруживают гладкий, параболический вид, а при повышенных температурах кривые носят скачкообразный характер, причем амплитуда скачков увеличивается с ростом температуры. В образцах с покрытием амплитуда этих скачков напряжения намного ниже.

Скачкообразный характер развития пластической деформации при повышенных температурах может проявляться при возникновении макроскопических полос переориентации или при термически активируемом отрыве дислокаций от примесных атмосфер.

Структурные исследования образцов с покрытием из нитрида титана, проведенные *in situ* в процессе пластического деформирования, показали, что в таких образцах при комнатной температуре пластическая деформация развивается преимущественно путем дислокационного скольжения (рис. 1, а), а при повышенных температурах дополнительно к трансляционной моде пластической деформации подключается и ротационная мода (рис. 1, б).



**Рис. 1.** Микроструктура отдельных фрагментов поверхности образца алюминия с покрытием из нитрида титана после деформирования при  $T = 200^\circ\text{C}$  (а – дислокационное скольжение; б – полосы переориентации),  $\times 2$ .

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ СЕТКИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН, ТРОЙНЫХ СТЫКОВ И ВНЕШНИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ В ХОДЕ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛА

<sup>1</sup>Сисанбаев А.В., <sup>2</sup>Демченко А.А., <sup>2</sup>Демченко М.В., <sup>3</sup>Шалимова А.В.

<sup>1</sup>*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия,*  
[sisan-av@yandex.ru](mailto:sisan-av@yandex.ru)

<sup>2</sup>*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа, Россия*

<sup>3</sup>*Институт металловедения и физики металлов  
ФГУП ЦНИИчермет им. И.П. Бардина, Москва, Россия*

Поликристалл рассматривается как взаимосвязанная система структурных элементов: зерна, границы зерен (ГЗ), тройные стыки (ТС) и поверхности раздела. От размера зерен зависит объемная доля ГЗ и ТС, а также предел текучести поликристаллического материала. Внутренние поверхности раздела образуют сетку ГЗ, а их пересечения образуют линии ТС. В данной работе проводили экспериментальное исследование деформационных свойств ТС и внешних поверхностей разделов в ходе разных видов и условий нагружения: высокотемпературная ползучесть, сверхпластическая деформация, активное растяжение до разрушения, малоцикловая усталость и т.д. Применяли многоуровневый подход. Масштабы уровней исследования определялись характерным размером структурных элементов и их набором. В качестве объектов исследований использовали модельные би- и трикристаллы, мелкозернистые и наноструктурные поликристаллы. Для аттестации и анализа использовали: локальный рентгеноструктурный анализ, метод сеток, метод молекулярной динамики, анализ локальной и интегральной микротвердости, количественную систему анализа изображений (2D-оптическую и 3D-лазерную сканирующую микроскопию) и др.

*Деформационные свойства тройных стыков.* Экспериментально исследованы особенности развития аккомодационных процессов в тройных стыках (ТС) общего типа при деформации трикристаллов и системы нанокристаллов с разным размером зерен. Полученные результаты сравнивали с результатами моделирования. Показано, что при моделировании методом молекулярной динамики деформации системы нанокристаллов с размером зерен ~100 нм наблюдали тот же набор аккомодационных процессов, что и в экспериментах на трикристаллах: зарождение дислокационного «факела» на участках ГЗ и в ТС, образование субзерен у ГЗ, фрагментацию зерен и «пропеллерообразную» миграцию ГЗ у ТС. Обнаружено появление эффекта вращения нанозерен в системе нанокристаллов с размером зерен ~10 нм.

*Деформационные свойства внешних поверхностей разделов.* При деформации поликристаллов на внешних границах разделов (поверхности) образуется рельеф. Количественный 3D-анализ позволяет исследовать динамику развития рельефа и определять фрактальную размерность деформационной поверхности, а также выявлять взаимосвязь интегральной дисперсии рельефа и степени поврежденности образцов при деградации механических свойств металла.

# ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТАРЕНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТЬ ЗАКАЛЕННОГО СПЛАВА Zn–23%Al

Скворцов А. И., Веселов Н. Н., Скворцов А. А., Обухова Ю. Б.

*Вятский государственный университет, Киров, Россия,*  
[scvortsovai@mail.ru](mailto:scvortsovai@mail.ru)

Совершенствование в последнее время методов интенсивной пластической деформации [1] позволяет использовать большой интервал давлений при пластической деформации сплавов на основе системы Zn–Al. Представляет большой научный и практический интерес для этих сплавов изучение закономерностей связи основных механизмов внутреннего трения, структуры, физико-механических свойств, сопротивления коррозии со степенью пластической деформации, а также с режимами термической обработки.

Изучали параметры кристаллической структуры, зеренную структуру и твердость закаленного сплава Zn–23%Al в зависимости от степени пластической деформации и последующего старения.

Пластическую деформацию образцов диаметром 10 мм проводили до 97 % после их закалки от 360 °С. Старение проводили до субкритической температуры 270 °С. Рентгеноструктурный анализ проводили на установке ДРОН-3М в Со-излучении, зеренную структуру изучали на микроскопе ЭММА-2, микротвердость  $H_{\mu}$  измеряли на приборе ПМТ-3.

При анализе результатов необходимо учитывать характер зависимости параметров структуры, свойств от степени пластической деформации после одинакового режима термической обработки, а также уровни их зависимостей от степени пластической деформации при разных температурах старения.

Твердость, степень искаженности кристаллической структуры  $\beta$ -фазы, которую оценивали по ширине линии  $(203)_{\alpha_1}$ , степень искаженности кристаллической структуры  $\alpha$ -фазы, которую оценивали по ширине линии  $(331)_{\alpha_1}$ , от степени пластической деформации могут зависеть (быть в обратнопропорциональной связи), так и не зависеть от степени пластической деформации. Конкретный вид зависимости определяется температурой старения.

Изменение уровня твердости в зависимости от температуры старения наилучшим образом соответствует изменению периода решетки  $\alpha$ -фазы.

Анализ результатов структурных исследований показал, что наряду с процессами твердорастворного упрочнения необходимо учитывать изменение протяженности границ зерен, а также изменение степени внутризеренной концентрационной неоднородности (о внутризеренной концентрационной неоднородности см. в работах [2, 3]) при старении.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект 12-03-97002-р\_поволжье\_а).*

1. Valiev R. Z., Islamgaliev R. K., Alexandrov I. V.. Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation // *Progr. Mater. Sci.* 2000. V. 45. P. 103–189.
2. Скворцов А. И. Структурообразование и внутреннее трение в неравновесных сплавах на основе цинка и алюминия // *Известия Академии наук. Серия физическая.* 1997. Т. 61, № 2. С. 298–303.
3. Скворцов А. И. Электронномикроскопический анализ структуры мелкокристаллических сплавов на основе цинк–алюминий // *Нанотехнологии функциональных материалов: Труды междунар. НТК. – С-Петербург: Изд. Политехнического университета, 2010. С. 269–271.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПСЕВДОМОНОКРИСТАЛЛА ИОДИДНОГО $\alpha$ -ТИТАНА

Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Сазонова В.А., Егорова Л.Ю.,  
Калетина Ю.В.

*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

[Yulia\\_kh@imp.uran.ru](mailto:Yulia_kh@imp.uran.ru)

В настоящей работе проведено металлографическое, рентгеноструктурное и электронно-микроскопическое исследование пакетной структуры монокристалла иодидного  $\alpha$ -титана, сформировавшейся при  $\beta \rightarrow \alpha$  полиморфном превращении в различных термодинамических условиях.

Получены следующие основные результаты:

1. Методом бестигельной электронно-лучевой зонной плавки при двух последовательных проходах получен монокристалл титана, при охлаждении которого  $\alpha \rightarrow \beta$ -полиморфное превращение приводит к образованию псевдомонокристалла, состоящего из пакетов реечных кристаллов  $\alpha$ -фазы.

2. В объеме исследованного  $\alpha$ -псевдомонокристалла титана сформировались пакеты реечных кристаллов шести возможных вариантов кристаллографической ориентации при соблюдении ориентационных соотношений Бюргерса  $\{110\}_\beta \parallel \{0001\}_\alpha$ . В каждом пакете находятся рейки  $\alpha$ -фазы только одной ориентировки.

3. В псевдомонокристалле титана после цикла  $\alpha \rightarrow \beta \rightarrow \alpha$  превращений со скоростью охлаждения 4–5 К/с наблюдается восстановление структуры исходного кристалла (структурная наследственность), при этом на поверхности металлографического шлифа формируется рельеф, являющийся признаком мартенситного характера  $\alpha \rightarrow \beta$  превращения. После закалки псевдомонокристалла титана от температуры 960°C со скоростью охлаждения ~600 К/с пакетная структура  $\alpha$ -фазы также сохраняется, но ширина реек при этом уменьшается в 4–5 раз.

4. Электронно-микроскопическое изучение реечной структуры исходного псевдомонокристалла титана показало, что в пределах пакета разориентировка между отдельными рейками не превышает 1 град. После закалки монокристалла титана разориентация отдельных реек в пакете увеличивается до ~4 град.

5. В структуре исходного псевдомонокристалла титана встречаются протяженные двойники, появление которых обусловлено неоднородными внутренними напряжениями, вызванными сложными температурными условиями выращивания монокристалла цилиндрической формы методом зонной плавки.

*Работа выполнена по программе РАН (тема «Структура», № гос.регистр. 01201064335), при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ № 12-03-00050 и Президиума УрО РАН № 12-У-2-1022.*



# МЕТОД РАСЧЕТА КОЭФФИЦИЕНТОВ КОНЦЕНТРАЦИОННОГО ИЗМЕНЕНИЯ ПЕРИОДОВ РЕШЕТКИ И РАЗМЕЩЕНИЕ АТОМОВ ПРИМЕСИ ПО ПОДРЕШЕТКАМ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ

**Богданов В.И., Портной В.К.\* , Попов В.А., Рубан А.В.\*\***

*Вологодский государственный технический университет, г. Вологда, Россия;*

*\* химический факультет МГУ им. М.В. Ломоносова, г. Москва, Россия;*

*\*\* кафедра материаловедения и инженерии, Королевский технологический институт,*

*SE-100 44 Стокгольм, Швеция.*

[slpopov69@gmail.com](mailto:slpopov69@gmail.com)

Предлагается метод расчета коэффициентов концентрационного изменения параметров решетки в растворах интерметаллидов на основе континуального приближения теории растворов [1, 2] и электронной теории твердых тел [3]. При этом появляются возможности моделирования размещения атомов примеси по подрешеткам интерметаллида.

В таблице представлены результаты расчетов коэффициентов концентрационного изменения параметра решетки  $u_0 = (1/a) \times (da/dc)$  в интерметаллиде  $Ni_3Al$ . Из нее следует, что предложенный метод дает в соответствии с опытом величины  $u_0$ , предполагая, что атомы Si, Ti, Cr, V, Nb, Ta замещают атомы Al. Расчеты  $u_0$  с примесями Cu, Pd и Pt дают некоторое предпочтение для размещения этих атомов на подрешетке Ni. Результаты находятся в соответствии с экспериментом [4, 5] и теоретической интерпретацией размещения атомов по подрешеткам в  $Ni_3Al$  [6]. Отметим, что предлагаемый метод расчета в соответствии с опытом объясняет и отрицательные значения в величинах  $u_0$  при введении примесей Si, Cr, V в подрешетку Al.

**Таблица.** Теоретические ( $T = 0$  К) и экспериментальные (комнатные температуры) значения коэффициентов  $u_0 = (1/a) \times (da/dc)$  для твердых растворов замещения в  $Ni_3Al$

Атомы примеси	Занимаемая подрешетка		Эксперимент [4]	Эксперимент [5]
	Подрешетка Al	Подрешетка Ni		
Cu	-0.05	0.04	0.01	--
Pd	0.08	0.10	0.14	--
Pt	0.09	0.12	0.16	--
Si	-0.045	0.06	-0.08	--
Ti	0.04	0.15	0.07	0.02
Cr	-0.02	0.04	-0.02	-0.02
V	-0.04	0.10	-0.01	-0.02
Nb	0.11	0.24	0.11	0.07
Ta	0.10	0.25	0.14	0.10

1. Кривоглаз М.А. Теория рассеяния рентгеновских лучей и тепловых нейтронов реальными кристаллами. М.:Наука, 1967. 336 с.
2. Хачатурян, А.Г. Теория фазовых превращений и структура твердых растворов. М.: Наука, 1974. 384 с.
3. Ruban A.V., Abrikosov I.A. Configurational thermodynamics of alloys from first principles: effective cluster interactions // Rep. Prog. Phys. 2008. V. 71. P. 0456501-31.
4. Yoshinao Mishima, Shouichi Ochiai, Tomoo Suzuki // Acta metal. 1985. V. 33. P. 1161-1169.
5. Morinaga M., Sone K., Kamimura T., Ohtaka K., Yukawa N. X-ray determination of static displacements of atoms in alloyed  $Ni_3Al$  // J. Appl. Cryst. 1988. V. 21. P. 41-46.

## ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОСТАРЕННЫХ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ Cu–Be СПЛАВОВ

Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В.

Самарский государственный университет, Самара, Россия  
[ojv@samsu.ru](mailto:ojv@samsu.ru), [serpet1@yandex.ru](mailto:serpet1@yandex.ru), [pokoev@samsu.ru](mailto:pokoev@samsu.ru)

Ранее в работах [1, 2] было установлено, что постоянное магнитное поле (ПМП), наложенное на процесс старения бериллиевой бронзы БрБ-2, увеличивает микротвердость состаренного сплава до 30 %, изменяет микроструктуру сплава, размер и количество фазовых выделений, которые с различной эффективностью оказывают сопротивление движущимся дислокациям, т.е. в итоге формируется post магнитопластический эффект (МПЭ). Для установления механизмов магниточувствительности бериллиевой бронзы БрБ-2 к «включению» ПМП в процесс старения в данной работе впервые изучено влияние добавки 0.35 вес.% Ni на МПЭ в Cu–Be сплаве, содержащем 2.5 вес. % Be, после старения в ПМП с напряженностью 7 кЭ и без него. Режимы закалки и старения сплава выбирали на основе ранее проведенных исследований [1]. Исследование образцов (Cu–2.5 вес.%Be и Cu–2.5 вес.%Be–0.35 вес.%Ni), прошедших термическую и термомагнитную обработку, проводили методами металлографии, микротвердости, рентгеноструктурного и рентгенофазового анализа. На рисунке представлены временные зависимости микротвердости сплавов, состаренных в ПМП и без него.

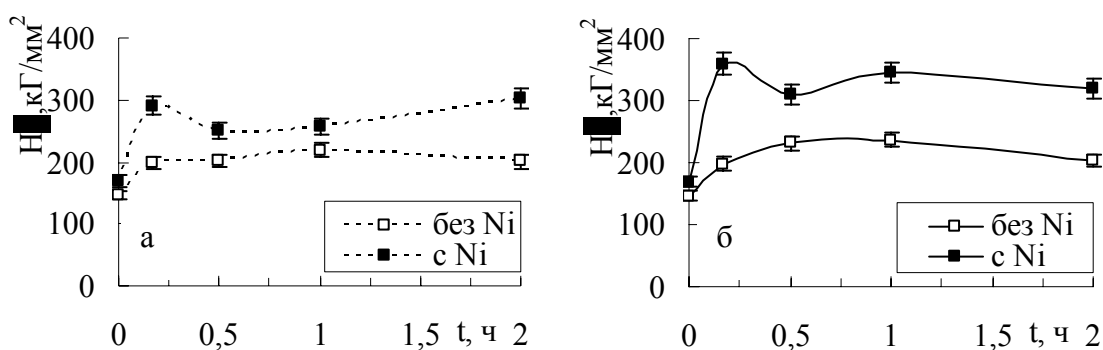


Рис. Временная зависимость микротвердости образцов состаренных:  
а – без ПМП, б – в ПМП

Из рисунка видно, что наложение ПМП на все режимы термической обработки всегда приводит к увеличению микротвердости до ~34 %, наблюдается «отрицательный» МПЭ. Наличие добавки никеля в сплаве приводит к существенному увеличению микротвердости до ~43 % по сравнению со сплавом без никеля, кроме этого присутствие никеля изменяет кинетику процесса старения, а именно наблюдается его стадийность. Кроме этого, наличие примеси никеля в сплаве приводит к существенным изменениям параметров тонкой структуры, а именно – средний размер блоков когерентного рассеяния уменьшается в ~3 раза, величина относительной микродеформации и плотность дислокаций увеличиваются в ~2,5 и 10 раз, соответственно.

1. Осинская Ю.В., Покоев А.В. ФХОМ 2003, №3, С.18-25.
2. Осинская Ю.В., Покоев А.В., Петров С.С. Вестник СамГУ 2010, Т.78, С. 145-154.

# МАГНИТНЫЙ ИЗОТОПНЫЙ ЭФФЕКТ И ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ОКИСЛЕНИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЯ

Коплак О.В., Моргунов Р.Б., Бучаченко А.Л.

<sup>1</sup> НОЦ 'ФХМ' Киевского университета и НАН Украины, 01033, Киев, Украина

<sup>2</sup> Институт проблем химической физики РАН, 142432, Черноголовка, Россия  
[o.koplak@gmail.com](mailto:o.koplak@gmail.com)

Магнитный изотопный эффект (МИЭ), т.е. зависимость скорости физических и химических процессов от ядерного спина и ядерного магнитного момента реагентов, появляется в спин-селективных реакциях с участием парамагнитных частиц (атомов, ионов, парамагнитных молекул) и является надежным индикатором механизма спин-селективных, т.е. магнито-чувствительных, процессов. Его наблюдение широко используется для распознавания механизмов реакций в химии, геологии, биохимии, экологии, а также в физике твердого тела (магнитопластичность, магнитная память и т.д.) для детектирования магнито-чувствительных стадий [1–4].

В нашей работе сообщается о новом явлении – зависимости скорости окисления кремния от ядерного спина кремния: атомы с магнитными ядрами  $^{29}\text{Si}$  окисляются почти вдвое быстрее, чем атомы с бесспиновыми, немагнитными ядрами  $^{28}\text{Si}$  и  $^{30}\text{Si}$ . Методом масс-спектрометрии обнаружено, что магнитное поле ускоряет окисление поверхности кремния. Обнаружено также влияние магнитного поля на скорость окисления кремния. Оба эффекта – изотопно-магнитный и магнитно-полевой – надежно доказывают, что окисление кремния является спин-селективной реакцией, в которой участвуют радикалы и радикальные пары как промежуточные парамагнитные частицы. Предложен спин-селективный, магнито-чувствительный механизм окисления.

Оба эффекта – и магнитно-полевой, и магнитно-изотопный – однозначно показывают, что окисление кремния является спин-селективным радикальным процессом, в котором первичной стадией является внедрение парамагнитных молекул  $\text{O}_2$  в решетку кремния и генерацию пары радикалов  $\text{Si}^\bullet$  и  $^\bullet\text{O}_2\text{Si}$ ; именно она является источником магнитных эффектов. Этот вывод согласуется с результатами молекулярной динамики [5].

*Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ 10-03-00314а, а также Программы Президиума РАН по магнитным материалам. Авторы признательны академику М.Ф. Чурбанову за предоставление образцов изотопного кремния и проф. Васильеву М.А. за помощь в проведении экспериментов.*

1. A.L.Buchachenko, Chem. Rev. **95**, 2507(1995).
2. R.V.Morgunov, A.L.Buchachenko, Phys. Rev.B **82**, 014115(2010).
3. А.Л.Бучаченко. *Новая изотопия в химии и биохимии*, М.: Наука, 2006.
4. O.V.Koplak, A.I.Dmitriev, T.Kakeshita, R.V.Morgunov, J. Appl. Phys. **110**, 044905(2011).
5. A.Bongiorno, A.Pasquarello, Phys. Rev. Lett. **93**, 086102 (2004).

# КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЖЕЛЕЗОНИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ С ДВОЙНИКОВАННЫМ МАРТЕНСИТОМ

Гундырев В. М., Зельдович В. И.

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

Согласно феноменологической теории мартенситных превращений (ФТМП) – теории WLR – деформация формы  $\mathbf{P}_1$  при мартенситном превращении (МП) описывается произведением трех матриц: деформации Бейна  $\mathbf{B}$ , деформации при инвариантной решетке  $\mathbf{P}$  и матрицы поворота  $\mathbf{R}$  [1]:

$$\mathbf{P}_1 = \mathbf{R}\mathbf{P}\mathbf{B}.$$

Деформация Бейна преобразует кристаллическую решетку аустенита в решетку мартенсита. В сплавах железа деформация Бейна состоит в уменьшении длины элементарной ячейки ГЦК-решетки вдоль одной оси на ~20% и увеличении длины вдоль двух других осей на ~12% [2]. Деформация при инвариантной решетке  $\mathbf{P}$  и поворот  $\mathbf{R}$  необходимы для того, чтобы получить габитусную плоскость пластины мартенсита. Пусть деформация при инвариантной решетке осуществляется двойникованием (сплав Fe–31 вес.%Ni). Расчеты показывают, что габитусная плоскость может быть получена, если выполнить двойникование  $\mathbf{P}$  ОЦК-решетки мартенсита по стандартной системе и поворот  $\mathbf{R}$  мартенситной пластины на 9.75 градуса. Однако трудно представить поворот пластины мартенсита в жесткой матрице на такой большой угол. По всей видимости, такое описание деформации при МП далеко от реальности.

В качестве альтернативного механизма для получения кристаллической решетки мартенсита используем сдвиг  $\mathbf{\Gamma}$  в аустените на плоскости (111) в направлении  $[11\bar{2}]$  на 0.3536, предложенный Курдюмовым [2], а затем выполним деформацию решетки  $\mathbf{B}_1$  путем удлинения вдоль оси  $[1\bar{1}0]$  на 13.2% и сжатия вдоль осей  $[11\bar{2}]$  и  $[111]$  на 7.6% и 2%, соответственно. Чтобы получить габитусную плоскость, выполним деформацию  $\mathbf{P}$  и вращение  $\mathbf{R}_1$ , как в теории WLR. В этом случае угол поворота составляет всего 1.75 градуса. Запишем деформацию формы  $\mathbf{P}_1$  как:  $\mathbf{P}_1 = \mathbf{R}_1\mathbf{P}\mathbf{B}_1\mathbf{\Gamma}$ .

Выполненный нами расчет по ФТМП дает такие же кристаллографические параметры МП, как при деформации Бейна (ориентационные соотношения – промежуточные между соотношениями Нишияма и Курдюмова-Закса, габитусная плоскость – {3 10 13}). Результаты расчета хорошо согласуются с экспериментальными данными [1]. Наше описание механизма деформации при формировании двойникового мартенсита более соответствует реальной деформации, чем описание в теории WLR, так как не требует большого угла поворота  $\mathbf{R}$ . Таким образом, основной компонент деформации решетки при МП – сдвиг  $\mathbf{\Gamma}$  по плоскости {111} в направлении  $\langle 11-2 \rangle$ , предложенный Курдюмовым [2].

*Работа выполнена по плану РАН (тема «Структура» № г.р.01201064355), в рамках Программы УрО РАН 12-У-2-1022.*

1. Wayman С.М. Introduction to the Crystallography of Martensitic Transformations. New York – London. 1964. 193 p.
2. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М. Наука. 1977. 238 с.

# ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ С TWIP-ЭФФЕКТОМ

Кусакин П.С., Тихонова М.С., Кайбышев Р.О.

НИУ БелГУ, г. Белгород, Россия  
[Kusakin@bsu.edu.ru](mailto:Kusakin@bsu.edu.ru)

Прогресс в развитии автомобильных сталей идёт в направлении увеличения прочности и пластичности сталей при комнатной температуре. Одним из наиболее перспективных материалов автомобилестроения являются стали с т.н. TWIP-эффектом (Twinning Induced Plasticity – Пластичность, Наведённая Двойникованием), т.е. основным механизмом её деформации является двойникование. В данной работе исследовалось влияние эволюции микроструктуры на механические свойства высокомарганцевой стали Fe–28Mn–0.3C (в масс.%). Исходные заготовки в виде листов толщиной 3мм были прокатаны в холодную со степенями обжатия от 10 до 80%. Параметры холоднокатаных образцов приведены в табл. 1.

**Таблица 1.** Параметры холоднокатаных листов стали Fe-28Mn-0.3C

Образец	Исходный	CR12%	CR20%	CR40%	CR60%	CR80%
Относительная деформация	0	12%	20%	40%	60%	80%
Истинная деформация	0	0.13	0.22	0.36	0.92	1.6

Из каждого листа вдоль направления прокатки были вырезаны образцы и испытаны на растяжение. Прочностные характеристики возрастают с увеличением степени прокатки, а пластичность резко падает. Было обнаружено, что одним из факторов упрочнения стали в процессе холодной деформации, помимо общеизвестных, является так называемый динамический эффект Холла-Петча (рис.1). Он связан с тем, что двойники сильно уменьшают длину свободного пробега дислокаций, что приводит к значительному деформационному упрочнению. Результаты испытаний образцов приведены в табл.2.



**Рис. 1.** Иллюстрация динамического эффекта Холла-Петча

**Табл. 2.** Результаты испытаний холоднокатаных листов стали Fe–28Mn–0.3C

Образец	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\epsilon$ , %
Исходный	390	760	72,5
CR20%	900	1030	11,4
CR40%	1290	1460	3,1
CR60%	1410	1560	2,7
CR80%	1640	1860	1,1

Работа выполнена в рамках проекта РНПВШ № 7.3252.2011 за 2011-2013 гг.

## ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ СВАРНОГО ШВА СПЛАВА 1570-С

Малофеев С.С., Могучева А.А., Кулицкий В.А., Кайбышев Р.О.

*Белгородский государственный университет, Белгород, Россия*  
[malofeev@bsu.edu.ru](mailto:malofeev@bsu.edu.ru)

Алюминиевые сплавы используются в различных областях промышленности благодаря своей легкости, прочности и низкой стоимости. Широкое применение получили сплавы системы Al–Mg, к которым относится сплав марки 1570-С. Для изготовления неразъемных конструкций из алюминиевых сплавов обычно применяют аргонодуговую сварку. Однако, соединения, получаемые данным способом, значительно снижают прочность всей конструкции. В настоящее время активно развивается новый способ сварки – сварка трением с перемешиванием (СТП). Этот метод сварки позволяет создавать равнопрочные соединения.

Сплав 1570-С был гомогенизирован при 360 °С в течение 6 часов, а затем экструдирован при 380° со степенью обжатия около 50%. Из экструдированного прутка вырезали листы вдоль направления деформации толщиной 5,8 мм. Листы соединяли сваркой трением с перемешиванием таким образом, чтобы направление сварки совпадало с направлением экструзии. Скорость вращения инструмента составляла от 350 до 800 об/мин, скорость прохода инструмента вдоль шва – 75 мм/мин. Образцы для структурных исследований и оценки механических свойств вырезали поперек сварного шва.

В исходном состоянии сплав предел текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) сплава составил 275 МПа, а предел прочности ( $\sigma_b$ ) достиг 415 МПа при удлинении до разрушения ( $\delta$ ) ~22% (табл. 1). Зерна вытянуты вдоль направления деформации. Продольный и поперечный размер составил около 93 и 30 мкм, соответственно.

В таблице 1 представлены данные микроструктуры и механические свойства сварных швов. В полученных сварных швах не наблюдается пор и горячих трещин. С увеличением скорости вращения инструмента размер зерен в ядре шва возрастает от 1,5 до 2,4 мкм. Аналогичный эффект наблюдается в прочностных и пластических свойствах сварных швов – с увеличением скорости вращения инструмента предел текучести, предел прочности и пластичность сварного шва снижается.

**Таблица 1.** Механические свойства и микроструктурные характеристики сплава 1570-С и сварных швов.

Состояние	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	Размер зерен, мкм
Исходное	275	415	22	93/30
СТП350	235	385	22	1,5
СТП500	235	380	22	1,7
СТП650	225	370	20,5	2,3
СТП800	220	365	19,5	2,4

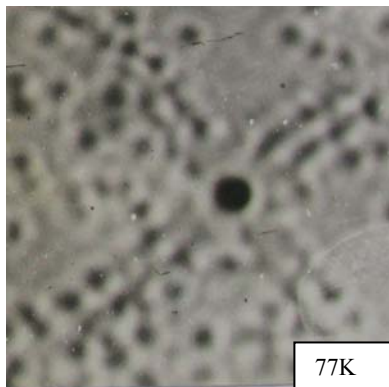
*Работа выполнена на оборудовании Центра коллективного пользования научным оборудованием Белгородского государственного университета в рамках реализации ФЦП "Научные и научно-педагогические кадры инновационной России" на 2009-2013 годы (государственного контракта № П654 от 19.05.2010).*

# ОБРАЗОВАНИЕ МИКРОПОЛОСТЕЙ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СФОКУСИРОВАННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ЛАЗЕРА В МОНОКРИСТАЛЛАХ КСІ

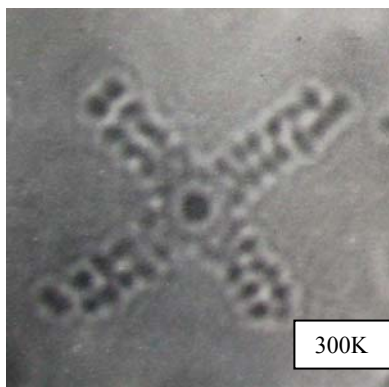
Бойко Ю.И., Волосюк М.А., Кононенко В.Г.

Харьковский национальный университет им. В.Н.Каразина, г. Харьков, Украина  
[Yuri.I.Boiko@univer.kharkov.ua](mailto:Yuri.I.Boiko@univer.kharkov.ua), [marina\\_andreevna@inbox.ru](mailto:marina_andreevna@inbox.ru)

Явление оптического пробоя (ОП) ЩГ монокристаллов (МК) излучением лазеров



77К

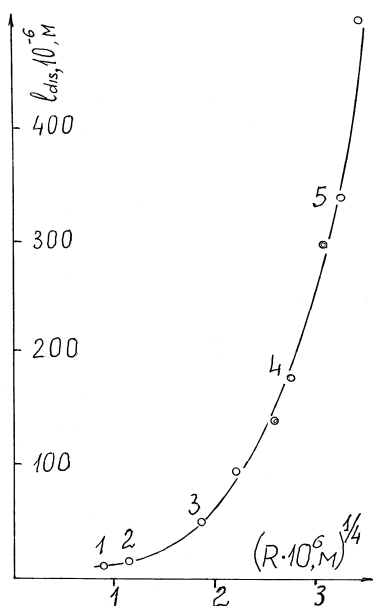


300К

изучается давно, но механизм его образования пока не ясен. Нами были предприняты эксперименты по изучению ОП при облучении МК КСІ рубиновым лазером с  $\lambda = 694$  нм, длительность импульса  $\tau = 10^{-3}$  с, а также неодимовым лазером  $\lambda = 1054$  нм,  $\tau = 5 \cdot 10^{-8}$  с. Опыты проводились при температурах 77К и 300К. После облучения образцы раскалывались, изучалась их дислокационная структура и картина фотоупругих напряжений в поляризованном свете. Дислокационные картины имели крестообразную форму (см. рис.) [1], «лучи» которой состояли из совокупности призматических петель внедрения («карандашное скольжение»), что для ЩГ МК ожидаемо, т.к. в КСІ кроме основных плоскостей скольжения типа  $\{110\}$  существуют также дополнительные – типа  $\{100\}$  [1]. Учитывая характер напряженного состояния в области локального энерговыделения и закономерности формирования дислокационных скоплений, найдена связь между длиной дислокационного «луча» –  $l_{dis}$ , размером поры  $R$ , порогом Пайерлса  $\sigma_p$  и поглощенной энергией ( $P_0V_0$ ):

$$l_{dis} = \left[ (9P_0V_0) / (16\pi\sigma_p) \right]^{1/4} R^{1/4}. \text{ Эта зависимость, постро-$$

енная в координатах  $l_{dis}(R^{1/4})$  (см. рис.), дает возможность по углу наклона касательной, при данном  $R$ , определить ( $P_0V_0$ ) для поры радиуса  $R$  (принимая  $\sigma_p = 10^5$  Н/м<sup>2</sup>) и начальное давление в очаге релаксации, которое оказалось одинаковым для всех  $R$  и равным  $2 \cdot 10^9$  Н/м<sup>2</sup>. Объем вещества, вынесенный из напряженной области дислокационным механизмом (ДМ) составил величину (2–4)% (для пор радиусов  $(0,75 \div 10) \cdot 10^{-6}$  м, где число петель счетно), краудинным (межузельным) механизмом (КМ) – 96 ÷ 98%. Дислокационные «кресты» при  $T = 77$ К, как правило, заканчиваются «шапками» ямок травления (см.рис), являющихся результатом насыщения этих



областей кристалла межузельными атомами, формирующими дислокационные петли внедрения. Оценка вклада диффузионного массопереноса показала, что он пренебрежимо мал. Доминирующий вклад КМ, очевидно, связан с высокой импульсностью процесса и низкими температурами, т.е. условиями, когда краудин превращается в квази-

частицу с малой эффективной массой [2,3], низким уровнем локализации в плотноупакованном ряду и большим временем жизни до конверсии.

1. Дж. Хирт, И. Лоте. Теория дислокаций. М.: Атомиздат, 1978.- 599с.
2. Косевич А.М. Физическая механика реальных кристаллов. К.: Наукова думка, 1981.-327с.
3. Нацик В.Д., Смирнов С.Н., Назаренко Е.И. Краудионы в атомарных криокристаллах и металлах с ГЦК и ОЦК решетками. // ФНТ. - 2001. – т. 27, №11 – с.1295-1307.

## О ПРОЯВЛЕНИИ ИНЕРЦИОННОГО ЭФФЕКТА В СВЕРХПРОВОДНИКАХ II РОДА

**Белошاپка В. Я., Семенова Е. С., Платков В. Я.\***

*Бердянский государственный педагогический университет, г. Бердянск, Украина,*

*\* Харьковский национальный экономический университет, г. Харьков, Украина,*

[beloshapkav@ukr.net](mailto:beloshapkav@ukr.net)

Инерционный эффект может определяющим образом влиять на микроскопические механизмы пластической деформации кристаллических твердых тел. Несмотря на длительный период экспериментального и теоретического изучения этого явления, некоторые его существенные аспекты остаются до конца невыясненными. Данная работа посвящена изучению инерционного эффекта и его влияния на дислокационный амплитудно-зависимый гистерезис в среде с переменным коэффициентом демпфирования. Такая ситуация реализуется в кристаллической решетке сверхпроводников II рода при наличии в них вихрей Абрикосова. При этом концентрация нормальных электронов, а, следовательно, и коэффициент демпфирования, будут периодическими функциями координат. Анализ проводился для нескольких случаев ориентации вихрей Абрикосова относительно плоскости скольжения дислокаций и направления ее движения (вихри Абрикосова: 1) перпендикулярны плоскости скольжения, 2) параллельны плоскости скольжения и перпендикулярны направлению движения дислокации. 3) параллельны плоскости скольжения и параллельны направлению движения дислокации). Была изучена временная зависимость угла атаки дислокации при ее набегании на закрепляющий центр при различных концентрациях вихрей Абрикосова. Для случая 2), когда известное уравнение динамики дислокаций оказывалось линейным, задача решалась методами операционного исчисления, для случаев 1) и 3) – численным методом.

Получены зависимости максимального значения угла атаки как функции относительной доли нормальной фазы в плоскости скольжения. Следует отметить, что применение использованных методов расчета временных зависимостей угла атаки для случая, когда коэффициент демпфирования остается постоянным по объему, дает результаты, хорошо согласующиеся с известным в литературе теоретическим анализом инерционного эффекта. Кроме этого, установлено, что действие инерционного механизма приводит к увеличению средней величины скачка деформации на петле дислокационного гистерезиса и уменьшению напряжения отрыва покоящейся дислокационной петли. Получены зависимости среднего значения скачка дислокационной деформации и среднего напряжения отрыва покоящейся дислокационной петли как функции доли нормальной фазы. Указанные зависимости носят монотонный нелинейный характер.



# ОПЕРАТИВНАЯ ОЦЕНКА СКЛОННОСТИ СТАЛЕЙ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ КОНТАКТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ

Бахрачева Ю.С., Петикова Т.Н.

Московский государственный университет путей сообщения (МИИТ) Волгоградский филиал, Волгоград, Россия  
[bakhracheva@yandex.ru](mailto:bakhracheva@yandex.ru)

Увеличение прочности, как правило, сопровождается снижением пластичности и вязкости разрушения. Это происходит потому, что у высокопрочных материалов мала энергия, поглощаемая при разрушении. Уровень этой энергии при хрупком разрушении определяется размером пластической зоны перед фронтом трещины. Если при внедрении индентора в поверхность контртела в зоне контакта возникает остаточная вмятина, то вокруг нее всегда имеется пластически деформированная область, распространяющаяся на некоторую глубину  $h_s$ . Эта область ограничена замкнутой поверхностью, на которой удовлетворяется условие пластичности Генки – Мизеса ( $\sigma_i = \sigma_T$ ). Наблюдаемое при повышении прочностных свойств, снижении температуры, увеличении скорости деформации уменьшение пластически деформированного объема (а значит и работы пластической деформации) при испытании на твердость и вязкость разрушения есть следствие одного и того же явления: снижения подвижности дислокаций.

Величину интенсивности напряжений в центре контакта  $\sigma_i$  определяли как

$$\sigma_i = \frac{1,5Ap_0\varepsilon_i}{3\varepsilon_i + \exp[-1,5\varepsilon_{i0} + C(z - R)]}, \quad (1)$$

где  $p_0$  – давление в центре контакта,  $\sigma_T$  – предел текучести материала полупространства,  $R$  – радиус индентора,  $\varepsilon_i$  – интенсивность упруго – пластической деформации,  $A$  и  $C$  – постоянные.

Далее рассчитывали текущие значения энергии пластической деформации  $u_i$ , по глубине распространения пластической зоны при вдавливании вдоль оси  $z$  от 0 до  $h_s$ :

$$u_i = \frac{\sigma_T + \sigma_i}{2} \cdot \varepsilon_i, \quad (2)$$

где  $\sigma_i$  и  $\varepsilon_i$  – текущие значения интенсивности напряжений и деформаций вдоль оси  $z$  по глубине распространения пластической зоны при вдавливании.

Интегрируя зависимость  $u_i(x)$  от 0 до  $h_s$ , по формуле (2) получаем значение удельной энергии пластической деформации по глубине пластической зоны при вдавливании сферического индентора:

$$u_p = \int_0^{h_s} u_i dx. \quad (3)$$

Объектом исследования служили стали 17ГС, 17ГС-У, 06Г2НАБ, 10Г2ФБ, 10Г2ФБ-У, 10ХГНМАЮ. Для исследования глубины распространения пластической зоны контактное деформирование проводили сферическим индентором диаметром  $D=5$  мм при нагрузках  $P$  от 147 до 11875 Н и температурах от 77 К до 293 К.

Зависимость между вязкостью разрушения  $K_{IC}$  и  $\sqrt{u_p}$  описывается прямой линией, которую можно аппроксимировать уравнением (4):

$$K_{IC} = 514,01 \sqrt{u_p} - 27,785. \quad (4)$$

Таким образом, появляется возможность прогнозирования сопротивления хрупкому разрушению по результатам контактного деформирования материалов.

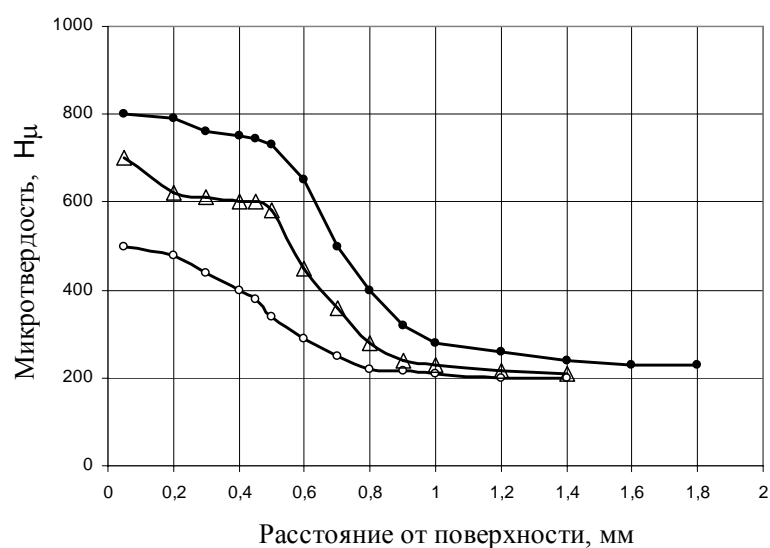
# ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ ПО ТОЛЩИНЕ ДИФфуЗИОННОГО СЛОЯ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ

Бахрачева Ю.С.

Московский государственный университет путей сообщения (МИИТ) Волгоградский филиал, Волгоград, Россия  
[bakhracheva@yandex.ru](mailto:bakhracheva@yandex.ru)

В данной работе рассмотрены особенности процессов образования упрочненного слоя при термоциклической нитроцементации. Химико-термоциклическая обработка (ХТЦО) по сравнению с классическим процессом химико-термической обработки (ХТО) имеет то преимущество, что дополнительно к таким известным параметрам как температура, время процесса, углеродный потенциал атмосферы и скорость охлаждения добавляются: температурный интервал циклирования, количество циклов и температурно-временная форма каждого цикла. В работе изучались структура и свойства нитроцементированного слоя стали 20Х после 10, 6 циклов, а также изотермическая нитроцементация.

Полученные данные показывают значительное отличие в строении диффузионного слоя, полученного при термоциклическом воздействии по сравнению с классическим процессом нитроцементации. Оценку и характеристику диффузионного слоя стали после ХТЦО дают данные измерений распределения микротвердости по толщине диффузионного слоя. Результаты измерения микротвердости для исследованных режимов ХТО и ХТЦО приведены на рис. 1.



**Рис. 1.** Распределение микротвердости по глубине нитроцементированного слоя  
● – десять циклов;  $\Delta$  – шесть циклов;  $\circ$  – изотермическая нитроцементация

Повышение микротвердости в поверхностном участке слоя после нитроцементации в режиме ТЦО обусловлено образованием мелкодисперсных карбидов, а в переходной зоне и сердцевине образца - измельчением структуры. При этом в результате нитроцементации стали 20Х в режиме ТЦО 10 циклов образуется слой с эффективной толщиной почти в 2 раза больше, чем после изотермической нитроцементации.

# МИКРОСТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Zr-Nb ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ерошенко А.Ю.<sup>1</sup>, Фортуна С.В.<sup>2</sup>, Финк Т.А.<sup>3</sup>, Шаркеев Ю.П.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск, Россия,

<sup>2</sup>ОАО «Сибирский химический комбинат», Северск, Томская обл., Россия

<sup>3</sup>«Национальный исследовательский Томский государственный университет»

[sharkeev@ispms.tsc.ru](mailto:sharkeev@ispms.tsc.ru)

Представлены результаты исследования микроструктуры, фазового состава и механических свойств сплава системы Zr-Nb (1 вес.%Nb) в результате интенсивной пластической деформации, включающей абс-прессование и многоходовую прокатку.

Образцы в исходном рекристаллизованном состоянии имели мелкозернистую структуру со средним размером зерна матрицы циркония 2,8 мкм. Микроструктура представлена фазами циркония  $\alpha$ -Zr,  $\beta$ -Zr и ниобия  $\beta$ -Nb. Для формирования ультрамелкозернистого состояния в образцах сплава применяли комбинированный метод абс-прессования и прокатку. Исследовали образцы с накопленной деформацией 1,5; 2,6 и 4,6. Дополнительно образцы после абс-прессования до деформации ( $e=4,6$ ) подвергали прокатке при комнатной температуре. Микроструктуру и фазовый состав исследовали с помощью просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и рентгеноструктурного анализа (РСА). В качестве механической характеристики была выбрана микротвердость.

Метод абс-прессования до деформаций 1,5; 2,6 и 4,6 позволяют сформировать ультрамелкозернистую структуру соответственно с уменьшающимся средним размером элементов структуры циркония в диапазоне от 0,55 до 0,28 мкм. Расшифровка микродифракционных картин деформированных образцов выявила рефлексы основной фазы  $\alpha$ -Zr и  $\beta$ -Zr, фазы  $\beta$ -Nb, а также фазу оксида циркония ZrO<sub>2</sub>. Прокатка до 75% и 90% обжатия после абс-прессования способствует дальнейшему измельчению структуры и повышению уровня микротвердости. При этом прокатка до 90% обеспечивает формирование ультрамелкозернистого состояния с характерным размером структурных элементов циркония, равным 0,2 мкм, и уровнем микротвердости 2800 МПа. В результате интенсивной пластической деформации в сплаве происходит перераспределение фазового состава с уменьшением среднего размера фазы Nb и образованием оксида циркония. Увеличение микротвердости циркониевого сплава в ультрамелкозернистом состоянии достигается за счет дисперсного (измельчение элементов структуры) и фазового (формирование мелкодисперсной оксидной фазы) упрочнения.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы фундаментальных исследований СО РАН, 2010-2012г.г., III.20.2, проект № III.20.2.2.*

# ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ

Поляков В.В., Егоров А.В., Лепендин А.А.

*Алтайский государственный университет, Барнаул, Россия,*  
[andrey.lependin@gmail.com](mailto:andrey.lependin@gmail.com)

Закономерности акустической эмиссии, ее физические механизмы и источники в структурно-неоднородных материалах изучены недостаточно. Наличие конкурирующих механизмов разрушения таких материалов приводит к сложной динамике поведения регистрируемого акустико-эмиссионного сигнала. В связи с этим значительный интерес представляет анализ акустической эмиссии в пористых металлах, выступающих в качестве предельного случая неоднородной гетерофазной среды.

Измерения сигналов акустической эмиссии проводились на примере пористого железа, интегральная пористость образцов задавалась в интервале от 5% до 25% и охватывала случаи изолированных пор и "бесконечного" порового кластера. В работе проведен частотный анализ регистрировавшихся при измерениях акустико-эмиссионных сигналов, возникающих при пластической деформации, предразрушении и разрушении образцов с различными пористостями в условиях статического нагружения. Установлено существенное различие спектров акустической эмиссии при малых и больших пористостях. Для повышения информативности испытаний проведен анализ амплитудных распределений акустико-эмиссионного излучения, позволивший выявить связь между низко- и высокоамплитудными сигналами и доминирующими механизмами разрушения. Именно, при пористостях вблизи порога перколяции наблюдались акустико-эмиссионные сигналы с преобладанием низкоамплитудных импульсов, что свидетельствовало, по-видимому, о доминировании процессов пластического течения. Высокопористое состояние характеризовалось повышением числа высокоамплитудных акустико-эмиссионных импульсов, обусловленных процессами, связанными с развитием хрупких трещин.

При интерпретации полученных данных учитывались специфические особенности пористых материалов, проявлявшиеся в возможности геометрических фазовых переходов в районе порога перколяции (при образовании или разрушении связного порового кластера). Построена математическая модель влияния пористости на акустическую эмиссию при деформировании материала. Моделирование проводилось путем учета вкладов двух основных физических механизмов деформирования – во-первых, геометрического разупрочнения компактных участков пористого тела при пластической деформации, во-вторых, развития трещины от основных концентраторов напряжений, в качестве которых выступали поры. Предложена интерпретация экспериментально обнаруженной эволюции спектров акустической эмиссии с позиций смены доминирующих механизмов излучения, происходящей при перколяционном переходе.

# ПРОЦЕССЫ ДИФФУЗИИ ВОДОРОДА И ОБРАЗОВАНИЯ ДЕФЕКТОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ.

Яковлев Ю.А.

*Институт Проблем Машиноведения РАН.*

*Санкт-Петербург, Россия*

[yura.yakovlev@gmail.com](mailto:yura.yakovlev@gmail.com)

Водород всегда содержится во всех металлах и сплавах. Исследования Горского показали, что во время механического нагружения происходит диффузия атомов в область с максимальными напряжениями.

Помимо объемного перераспределения водорода во время циклических нагрузок происходит перераспределение водорода по энергиям связи. Учитывая эффект Горского возможен рост концентрации водорода в зоне растягивающих напряжений, что может привести к локальной водородной хрупкости и разрушением структуры металла.

Комплексное описание диффузного перераспределения и изменения энергии связи водорода было дано в виде модели двух-континуальной сплошной среды. Главной ее особенностью является учет двух энергетических состояний водорода: диффузно-подвижного и связанного. В связанном состоянии водород прикреплен к матрице основного материала и перемещается вместе с ней. Диффузно-подвижная фаза моделируется как идеальная жидкость внутри сплошной среды. В случае одноосной деформации материала уравнение баланса частиц водорода имеет вид:

$$\frac{\partial^2 n_H^+}{\partial t^2} + (\alpha + \beta) \frac{\partial n_H^+}{\partial t} - \frac{C_H^2}{k} D(\varepsilon_{st}) \left[ \beta \frac{\partial^2 n_H^+}{\partial x^2} + \frac{\partial^3 n_H^+}{\partial t \partial x^2} \right] = 0$$

Данное уравнение путем преобразований сводится к уравнению с периодическим параметрическим возмущением типа уравнения Матье. Известно, что у уравнения Матье существуют области неустойчивости и, решая уравнение (1), можно получить границу области устойчивости, которая изображена на рисунке 1.

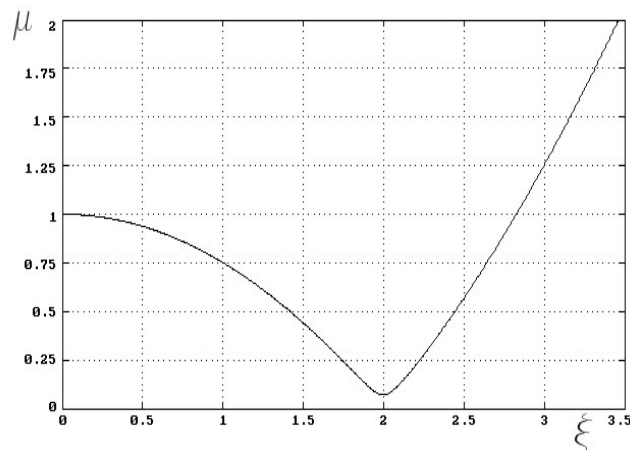


Рис.1. Граница области устойчивости

Полученные результаты позволяют интерпретировать усталостное разрушение в материалах, содержащих водород, как проявление неустойчивости вследствие параметрического резонанса.

## ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ИНТЕРФЕЙСОВ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ СТРУКТУР ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Мухин Е.Е.<sup>1</sup>, Полянский А.М.<sup>2</sup>, Полянский В.А.<sup>3</sup>, Яковлев Ю.А.<sup>3</sup>

<sup>1</sup>*ФТИ им. А.Ф. Иоффе РАН, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>2</sup>*НПК Электронные и Пучковые Технологии, Санкт-Петербург, Россия*

<sup>3</sup>*Институт Проблем Машиноведения РАН. Санкт-Петербург, Россия*  
[vapol@mail.ru](mailto:vapol@mail.ru)

Современные сенсоры часто являются тонкопленочными структурами, синтезированными на подложке из кремния. Устойчивость работы этих сенсоров в условиях температурных градиентов и механических нагрузок целиком зависит от прочности интерфейса пленки и подложки.

Вместе с тем, проведенные исследования показали, что в целом ряде случаев отслоения и другие разрушения датчиков практически не связаны со свойствами интерфейса. Более того, прочные пленки, имеющие хорошую адгезию, отслаиваются быстрее, чем более рыхлые структуры.

С помощью просвечивающей электронной микроскопии в пленках после разрушения были обнаружены включения сферической формы. Эти включения имели размер порядка десятков нанометров.

Исследования, выполненные с применением промышленного анализатора водорода показали, что диффузия остаточного водорода, находящегося в подложке приводит к расслоениям при температурном и механическом нагружениях датчика.

Эти расслоения не имеют ничего общего с водородной хрупкостью и фактически являются результатом разрыва интерфейса под действием внутреннего давления водорода, диффундирующего из кремниевой подложки.

При выращивании монокристаллического кремния, изготовлении пластин и синтезе на их поверхности интерфейсов кремний испытывает температурные и механические нагрузки. Значительные потоки молекулярного водорода при работе датчиков можно объяснить эффектом конверсии заселенностей энергетических состояний внутри кремния под действием термомеханических нагрузок, который был также исследован авторами [1]. Он заключается в том, что сильно связанный водород внутри кремния меняет энергию связи, переходя в диффузно-подвижное молекулярное состояние.

В докладе приведены экспериментальные результаты и результаты моделирования диффузии водорода различными методами.

Предлагаемый подход к исследованиям интерфейсов позволил определить главную причину наблюдаемых расслоений. Он позволяет получить новые технологии изготовления надежных, устойчивых к внешним нагрузкам сенсоров за счет устранения первичного источника разрушения.

В докладе обсуждается возможность использования методики водородной диагностики для исследований и технологического контроля при производстве полупроводниковых элементов, сенсоров и наноструктурных материалов.

1. Полянский А. М., Полянский В. А., Яковлев Ю. А. Исследование процессов усталости и разрушения металлических материалов с привлечением метода определения энергии связи водорода в твердом теле // Деформация и разрушение материалов.-2009.- №3.- с. 39-43.

## ДИФРАКЦИОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ ИЗОБРАЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В РЕНТГЕНОВСКОЙ ТОПОГРАФИИ (СОВРЕМЕННЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ)

Суворов Э.В., Смирнова И.А.

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

Изучение рассеяния рентгеновских лучей на неоднородностях кристаллической решетки, связанных с дефектами, представляет постоянный интерес по нескольким причинам. Во-первых, он связан с фундаментальной проблемой – развитие динамической теории рассеяния для случаев реального кристалла. Во-вторых, знания особенностей дифракции позволяют качественно, а в ряде случаев и количественно, анализировать рентгеновский дифракционный контраст дефектов кристаллической решетки [1–4]. В качестве дефектов с неоднородными локализованными деформациями в представленной работе рассмотрены единичные прямолинейные дислокации разных типов в монокристаллах кремния.

Механизмы образования изображения сильно зависят от величины градиента функции локальных разориентаций отражающих плоскостей. В областях, где функция локальных разориентаций меняется достаточно медленно на расстояниях экстинкционной длины, рентгеновское волновое поле успевает подстраиваться под изменяющуюся решетку, возникает изгиб и смещение траекторий блоховских волн. Этот механизм формирования динамического изображения был описан в работе [5].

В локальных областях, где кристаллическая решетка выходит за пределы области отражения работают другие факторы. Локальные области кристаллической решетки, находящиеся в отражающем положении, и области, вышедшие за пределы брэгговского отражения, условно можно разделить псевдограницей. Тогда на такой границе должно возникать рассеяние, очень похожее на эффект Бормана-Лемана. Следовательно, здесь наиболее ярко будет проявляться механизм межветвевое рассеяния (interbranch scattering). Как было показано в работах [6–8], это явление вносит наибольший вклад в формирование дифракционного изображения локальных переходных областей, где решетка выходит из отражающего положения.

В представленном сообщении на примерах анализа экспериментальных секционных рентгеновских топограмм и сопоставления с результатами численного моделирования на основе решения уравнений Такаги-Топена продемонстрированы действия разнообразных механизмов рассеяния – фокусировки траекторий волновых полей, каналирования и межветвевое рассеяния формирующих тонкую структуру прямого и динамического изображений дислокаций в методах секционной рентгеновской топографии.

1. A. Authier. Dynamical Theory of X-Ray Diffraction. (Oxford, Science Publications, 2001) p. 734.
2. D.K. Bowen, D.K. Bowen, B.K. Tanner. High Resolution X-Ray Diffractometry and Topography, (London, Taylor & Francis Group, 1998) p. 273.
3. L.V. Azaroff. X-rays diffraction (New York, McGraw-Hill Book Company, 1974) p. 617.
4. П. Хирш, и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов (М. Мир, 1968) с. 574.
5. E.V. Suvorov и др. Phys. Stat. Sol., (a) **26**(1), 385 (1974).
6. Э.В. Суворов, И.А. Смирнова. ФТТ. **52**(12), 2325 (2010).
7. Э.В. Суворов, И.А. Смирнова. ФТТ. **52**(2), 241 (2010).
8. И.Л. Шульпина, Э.В. Суворов. Известия РАН. Серия физическая, **74**(11), 1547 (2010)

## БИНАРНЫЕ ФАЗЫ ПРОСТЫХ МЕТАЛЛОВ НА БАЗЕ ОЦК-СТРУКТУРЫ: ЭЛЕКТРОННАЯ ПРИРОДА ИСКАЖЕНИЙ И СВЕРХСТРУКТУР

Афоникова Н. С., Дегтярева В. Ф.

*Институт Физики Твердого Тела РАН, Черноголовка, Россия,  
[natasha@issp.ac.ru](mailto:natasha@issp.ac.ru)*

Рассмотрены бинарные фазы благородных металлов и элементов главных групп (Cd, Al, In и Sn) в отношении структурного родства ОЦК - структуре с образованием орторомбической, гексагональной, моноклинной и триклинной структур. Стабильность таких сложных фаз рассматривается на основе взаимодействия сферы Ферми и зоны Бриллюэна для того, чтобы понять значение вклада энергии валентных электронов в общую энергию кристалла [1]. Изучение конфигураций зоны Бриллюэна и сферы Ферми (BZ-FS) в модели свободных электронов проведено для некоторых представленных фаз с использованием программы BRIZ [2]. Конструкция полиэдров Бриллюэна - Джонса с использованием плоскостей, соответствующих дифракционным пикам с волновым вектором, близким к  $2k_F$ , показывает, что механизм Юм-Розери является главным фактором, контролирующим стабильность фаз сплава. В такой конструкции существует много плоскостей зоны Бриллюэна в контакте со сферой Ферми, которые дают высокие значения заполнения зоны Бриллюэна электронными состояниями. Гексагональные структуры, производные от ОЦК, образуют обширное семейство бинарных фаз с вакансиями и сверхструктурами, относящимися к структурному типу B8 и искаженным вариантам этого структурного типа. Структурное родство и происхождение этих фаз показаны с помощью анализа BZ-FS конфигураций.

Структурный анализ с использованием модели взаимодействия FS-BZ будет полезен для понимания образования и структурных отношений сложных структур, найденных недавно в элементах при высоком давлении. В отличие от бинарной фазы, в чистом элементе отсутствует фактор атомной химической разности, а факторы энергии электронной структурной связи становятся более значимыми, особенно они возрастают под давлением. Следует отметить, что структура типа NiAs, искажения которой рассматривались для бинарных фаз в этой работе, наблюдалась в щелочных Na и K под давлением [3,4]. Вместе с NiAs-hP4 в этих элементах было найдено также орторомбическое искажение oP8-типа, которое может стабилизироваться из-за эффектов Юм-Розери [5]. Большое разнообразие сложных структур в щелочных и щелочно-земельных металлах под давлением нуждается в дальнейшем понимании физического происхождения и отношения к базовым металлическим структурам.

1. В.Ф. Дегтярева, Простые металлы при высоком давлении. Модель взаимодействия сферы Ферми и зоны Бриллюэна, *УФН* 174 (4), 383-402 (2006).
2. V.F. Degtyareva and I. S. Smirnova, BRIZ: a visualization program for Brillouin zone - Fermi sphere configuration *Z. Kristallogr.* 222, 718-721 (2007).
3. O. Degtyareva, Crystal structure of simple metals at high pressures, *High Press. Res.* 30, 343-371 (2010).
4. Y. Ma, V. Eremets, A.R. Oganov et al., Transparent dense sodium, *Nature* 458,182-185 (2009).
5. V.F. Degtyareva and O. Degtyareva, Structure stability in the simple element sodium under pressure *New J. Phys.* 11, 063037 (2009).



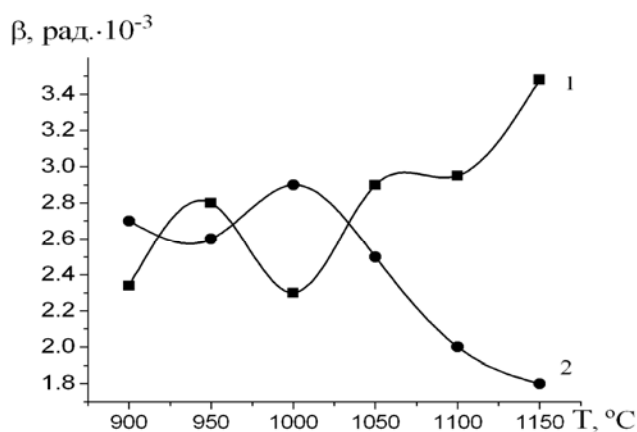
## ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОРОШКОВЫХ ГОРЯЧЕШТАМПОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Мамонова А. А.

Институт проблем материаловедения им. И.Н. Францевича НАН Украины  
Киев, Украина,  
[gbag@rambler.ru](mailto:gbag@rambler.ru)

Многочисленные исследования Г. В. Курдюмова с сотрудниками посвящены изучению закономерностей мартенситного превращения аустенита в литых сталях [1]. Известно, что структурообразования в процессе горячей штамповки (ГШ) пористых заготовок протекают в условиях интенсивной пластической деформации и ускоренного охлаждения от контакта с относительно холодным пресс-инструментом, что обеспечивает проявление эффекта высокотемпературной закалки, возможности мартенситного состояния  $\alpha$ - твердого раствора железа после закалки.

Г. В. Курдюмовым впервые указано о возможности проявления мартенситного механизма полиморфного превращения  $\gamma \rightarrow \alpha$ , в нелегированном железе, содержащем менее 0.01% углерода, путем «залечивания» нарушений кристаллической структуры аустенита, используя нагрев под закалку свыше 1150 °С [2].



**Рис.** Зависимость уширения рефлекса 220 от температуры нагрева под штамповку порошкового железа: 1 – наружная плоскость под пуансоном, 2 – внутренний слой.

Как видно из рисунка, нагрев под штамповку свыше 1100 °С обеспечивает эффект термомеханического упрочнения в наружной плоскости под пуансоном: уширение линии 220  $\beta = 3,48$  мрад,  $\text{окр} = 77$  нм, микротвердость 1650 МПа. Кроме деформационного упрочнения не исключается и мартенситное состояние  $\alpha$ -железа.

Анализ интерференционных картин и параметров тонкой структуры углеродистых образцов с содержанием 0,4–0,8% С выявил возрастание уширения линий 220 с повышением содержания углерода в образце. Размытие линий по дан-

ным [3], обуславливается неоднородностью отпущенного тетрагонального мартенсита, т.к. частичный отпуск мартенсита происходит даже при самой резкой закалке [4]. Следовательно, часть углерода находится в  $\alpha$ -твердом растворе, а выделившийся углерод образует перлитные структуры различной дисперсности.

Существенное размытие рентгеновских линий характерно для горячештампованной порошковой стали X17 (0,11% С) при всех режимах штамповки. Интенсивно понижая температуру начала образования мартенсита, хром увеличивает количество углерода, сохраняющегося в твердом растворе при закалке [3], что приводит к интенсивному размытию линий, повышению механических свойств.

1. Видатні вчені України. Г. В. Курдюмов. Вибрані праці. – К.: Видавничий дім «Академперіодика». – 2002. – 776 с.
2. Г. В. Курдюмов, М. Д. Перкас. О закалке нелегированного безуглеродистого железа // ДАН СССР. – 1956. - № 111, № 4. – С. 818-820.

3. Г. В. Курдюмов, М. Д. Перкас, А.Е. Шапов. О состоянии кристаллов мартенсита технического железа и малоуглеродистых сталей после закалки. //Проблемы металловедения и физики металлов. – 1955. – Вып. 4. – С. 228-238.
4. Г. В. Курдюмов. Явления закалки и отпуска стали. – М.: Металлургиздат. 1960. 64с

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЁТКИ С ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ВАКУУМА

Дикусар В. В., Тюняев А. А.

*Вычислительный центра им. А.А. Дородницына РАН, Москва, Россия*

[dazzle@ropnet.ru](mailto:dazzle@ropnet.ru)

Периодическая система элементарных частиц (далее – ПСЭЧ) [1] стандартизирует воззрение на мир элементарных частиц (далее – ЭЧ). Построенная на фундаментальных физических величинах  $(m_e; J; e)$ :  $m_e$  – масса;  $J$  – спин;  $e$  – электрический заряд, ПСЭЧ распределяет известные и прогнозируемые ЭЧ по 4-м периодам и 6-ти группам: в 0-м периоде – квант вакуума  $\rho^0(0;0;0)$ ; в I-м периоде – кванты зарядов (6 ЭЧ); во II-м – кванты полей (12 ЭЧ); в III-м – кванты токов (8 ЭЧ). Для ЭЧ параметры  $mJe$  связаны векторным произведением (1) для криволинейной системы координат или выражением (2) для декартовой системы координат:

$$m_e = [e, J], \quad (1)$$

где  $J$  – спин, равный  $s\hbar$  ( $s$  – спиновое число).

$$m_e = |e| \hbar / (2\mu_B), \quad (2)$$

где  $\mu_B$  – магнетон Бора.

Электрон  $e^-$  (и любая ЭЧ III-го периода) является кольцевым замкнутым током (см. фото в лондонском журнале Observer, sciencedaily.com, 4 марта 2008).

Квант вакуума представляет собой двойной замкнутый контур элементарного электрического тока, удерживаемый магнитными силами и имеющий вид фермионной сверхтекучей «жидкости» со сверхпроводящими свойствами [2], что заставляет двигаться пару  $e^-e^+$  (электрон + позитрон) по квантованным кольцевым орбитам радиуса  $\sim 1,65 \times 10^{-12}$  м. В целом, вакуум представляет собой метаматериальную структуру, сформированную из квантов вакуума [3, 4].

Нейтрон формируется в результате разрыва кольца кванта вакуума (3): от точки разрыва окружность орбиты трансформируется в симметричную спираль Корню (поэтому спираль Корню используется в практике расчёта дифракции света, которая происходит на протонах ядерной решётки вещества). Затем нейтрон, теряя электрон, переходит в состояние протона (4). Радиус нейтрона  $r_n \sim 6,81 \times 10^{-14}$  м [4]:

$$\rho_0(0;0;0) \rightarrow n_0(1840;1;0), \quad (3)$$

$$n_0(1840;1;0) \rightarrow p^+(1836;1;+1) + e^-(1;1;-1) + \nu_e^-(1;-1;0), \quad (4)$$

Протон и нейтрон по размерам на два порядка меньше кванта вакуума, перемещение компонентов атома через структуру вакуума обеспечивается его сверхпроводящими свойствами (эффект Мейснера). Размеры всех участников квантово-атомных событий соизмеримы между собой.

Это накладывает ограничения на применение электромагнетизма, либо требует отнесение этого физического явления на уровень гипотетического алфа-вещества, из которого сформированные все элементарные частицы.

#### Список литературы

1. Тюняев А.А., Периодическая система элементарных частиц. – М.: Спутник+, 2009.
2. Дикусар В.В., Тюняев А.А., О сверхпроводимости в квантах вакуума // Сборник тезисов первой национальной конференции по прикладной сверхпроводимости. – М.: НИЦ «Курчатовский институт», 2011.
3. Smolyaninov I.I. Vacuum as a hyperbolic metamaterial. arXiv:1108.2203v1. 10 Aug 2011.
4. Дикусар В.В., Тюняев А.А. Опыт создания модели нейтрона в пространстве констант  $mJe$  // Сборник тезисов ежегодного семинара «Нейтроника-2011». Обнинск, 2011.

### ВЛИЯНИЕ ИЗМЕНЕНИЙ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ НА СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗОНИКЕЛЕВЫХ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ

**Русаненко В.В., Блинова Е.Н., Филиппова В.П., Макушев С.Ю.**

*Институт металловедения и физики металлов  
ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия,  
[v.v.-rusanenko@mail.ru](mailto:v.v.-rusanenko@mail.ru)*

Исследовано влияние изменений нанокристаллической структуры на физико-механические свойства высокопрочных мартенситно-стареющих сталей на основе систем железо-никель-титан и железо-никель-алюминий после различных способов обработки. Показано, что на экономнолегированных бескобальтовых МС сталях достигается комплекс высоких механических, магнитных свойств и стойкости к малоцикловой усталости. Установлено, что после закалки, термоциклической обработки, холодной деформации и старения мартенсита сталей Н18М2Т2 и Н18М2Ю1 происходит уменьшение размеров кристаллов мартенсита, выделение интерметаллидов и образование наноструктурного состояния, которое включает мартенситные нанокристаллы размером около 100 нм и частицы упрочняющих интерметаллидных наночастиц  $Ni_3Ti$  размером 5–10 нм в стали Н18М2Т2 и  $NiAl$  размером 10-20 нм в стали Н18М2Ю1. На экономнолегированных бескобальтовых мартенситно-стареющих сталях Н18М2Т2 и Н18М2Ю1 в результате наночастичного упрочнения достигается сочетание высоких механических и магнитных свойств (предел прочности 2100-2200 МПа, намагниченность насыщения 18,0-19,0 кГс) и стойкости к малоцикловой усталости. Исследованные мартенситно-стареющие стали могут найти применение в качестве высокопрочного магнитно-полутвердого материала для изготовления различных деталей и конструкций в энергомашиностроении.

# ПРАВИЛА СОПРИКОСНОВЕНИЯ ОБЛАСТЕЙ НА ДИАГРАММАХ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ

Антонов В. Е.

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

Имеется всего лишь несколько правил, определяющих топологию равновесных фазовых диаграмм многокомпонентных систем. Центральное место среди них занимает правило соприкосновения фазовых областей, предложенное Л. С. Палатником и А. И. Ландау [1]. Следствиями этого правила являются, в частности, широко используемые правило креста [1] и правило Райнза [2]. В то же время, само правило Палатника-Ландау почти не применяется для анализа фазовых диаграмм и очень редко упоминается в курсах лекций для технических ВУЗов. По нашему мнению, такое забвение объясняется двумя обстоятельствами: 1) приведенное в [1] доказательство было длинным, запутанным и содержало трудно выявляемые принципиальные ошибки; 2) условия применимости правила были определены неверно – считалось, что оно нарушается лишь в случае некоторых вырожденных равновесий, для выявления которых предлагалась практически невыполнимая процедура – нужно было представить, как изучаемое равновесие выглядит в необычных и никогда не используемых координатах «объем-энтропия-состав».

В настоящей работе дано короткое и простое доказательство правила Палатника-Ландау и определены типы фазовых равновесий, подчиняющихся этому правилу, а также правилу креста и правилу Райнза. Определенные таким образом типы равновесий отличаются от предполагавшихся ранее, и в формулировки правил внесены необходимые изменения. Кроме того, приведенное в [1] доказательство правила креста завершено доказательством леммы о том, что фазовые составы областей, соприкасающихся через точку на двумерном сечении фазовой диаграммы, не могут совпадать.

Рассмотрено также правило расположения граничных линий на двумерной диаграмме фазовых равновесий в окрестности точки соприкосновения трех фазовых областей. Стык трех граничных линий – часто встречающийся элемент двумерных фазовых диаграмм, запрещенный, однако, для равновесий, подчиняющихся правилу Палатника-Ландау. Дано новое, более универсальное доказательство правила тройных стыков, основанное на возможности продолжения граничной линии в метастабильную область за точку пересечения с другой линией. Предложена уточненная формулировка правила, делающая его независимым от выбора координатных осей, на которых построена диаграмма, и пригодным для анализа двумерных сечений фазовых диаграмм гетерогенных систем с любым числом компонентов.

1. Палатник Л. С., Ландау А. И. Фазовые равновесия в многокомпонентных системах, 1961, Харьков: Изд. ХГУ, 405 с. [English transl.: Palatnik L. S., Landau A. I. Phase Equilibria in Multicomponent Systems, 1964, New York: Holt, Rinehart and Winston, 454 p.]
2. Rhines F. N. Phase Diagrams in Metallurgy, 1956, New York: McGraw-Hill Book Company, 340 p. [Райнз Ф. Диаграммы фазового равновесия в металлургии, 1960, М.: Изд-во литературы по черной и цветной металлургии, 376 с.]

# ИССЛЕДОВАНИЯ МЕТОДОМ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ ЭЛЕКТРОННЫХ СВОЙСТВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ

Графутин В.И., Прокопьев Е.П.

НИИ «Курчатовский институт» Федеральное государственное бюджетное учреждение «Государственный научный центр Российской Федерации - Институт Теоретической и Экспериментальной Физики» (ФГБУ «ГНЦ РФ – ИТЭФ»),  
[eprokopiev@mail.ru](mailto:eprokopiev@mail.ru)

В таблице работы [1] приведены данные по электронным свойствам чистых металлов. Для переходных металлов наблюдается четкая корреляция температуры плавления с числом неспаренных d-электронов (помечены желтым). Чем больше этих (неспаренных) электронов тем выше температура плавления. Корреляции с общим числом d-электронов нет. Так у меди (3d -электроны), палладия (4d -электроны), золота (5d -электроны) оболочки с d-электронами заполнены полностью, а температуры самые низкие в своих рядах. Обращают на себя внимание технеций, вольфрам и рений. У технеция в разных справочниках приводится разная конфигурация внешней электронной оболочки  $4d^6 5s^1$  ( $4d^5 5s^2$ ). На наш взгляд в этом случае более правильной будет конфигурация с шестью d-электронами. Если такого рода рассуждения правильны, то у вольфрама оболочка должна быть  $4f^1 45d^6 5s^1$ , а у рения  $4f^1 45d^6 6s^1$ . Нам кажется, что неспаренные d-электроны характеризуют склонность металлов к образованию ковалентных связей, которые более прочны, чем металлические связи. Эти свойства и определяют увеличение температуры плавления с ростом числа неспаренных d-электронов. В литературе ссылок на подобное объяснение мы не нашли. Эти эффекты также могут объяснять наличие возможных хрупко-вязких переходов А.Ф.Иоффе [2] в конструкционных материалах (металлах и сплавах) в условиях облучения их нейтронами при повышенных температурах [2]. Температура хрупко-вязкого перехода Иоффе чувствительна к содержанию примесей (особенно примесей внедрения в о. ц. к. металлах) и структуре материала.!

Особо важным является хрупкое разрушение в тех случаях, когда оно происходит при достаточно высоких температурах (комнатной и выше). Это обстоятельство (радиационная хрупкость) ограничивает эксплуатационный ресурс многих сплавов, используемых в ядерной энергетике: с ростом дозы облучения чувствительность сплавов к ударным нагрузкам возрастает.

Далее для металлов от индия до алюминия на внешней оболочке есть только S-электроны и P-электроны. Эти металлы отдают все внешние электроны в зону проводимости и у них между атомами существует только металлическая связь. Температуры плавления у этих металлов очень низкие - много ниже температуры плавления переходных металлов. При этом параболическая составляющая спектра УРАФ уменьшается с ростом температуры.

1. В.И.Графутин, Е.П.Прокопьев. Определение методом УРАФ электронных свойств переходных металлов. // Современные материалы и технологии. – 2012. – №3. URL: [www.es.rae.ru/mmt/145-470](http://www.es.rae.ru/mmt/145-470) (дата обращения: 26.03.2012).
2. Г.А.Малыгин. Анализ параметров хрупко-вязкого перехода при ударном нагружении облученных нейтронами металлов и сплавов с ОЦК – решеткой // ФТТ. 2006. Т.48. Вып.9. С.1622-1628.

## МОМЕНТ КРУЧЕНИЯ КАК IN SITU ИНДИКАТОР СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА

Печина Е. А., Дорофеев Г. А., Ладьянов В. И., Иванов С. М.

*Физико-технический институт УрО РАН, г. Ижевск, Россия*  
[el\\_pechina@mail.ru](mailto:el_pechina@mail.ru)

Известно, что под действием интенсивной пластической деформации в твердом теле могут происходить структурные и фазовые превращения, сопровождающиеся изменением физико-механических свойств материала. Измерение сдвиговых напряжений, определяемое по величине закручивающего момента, в процессе интенсивной пластической деформации кручением (ИПДК) оказалось эффективным методом регистрации происходящих внутри образца изменений [1]. Вместе с тем практически не изучена применимость этого метода для исследования структурно-фазовых превращений в многофазных материалах.

В докладе представлены результаты измерений величины момента кручения в процессе ИПДК ряда металлов и сплавов. Момент кручения измеряли тензометрическим методом по закручиванию упругого торсионного элемента, жестко связанного с неподвижной наковальней. В качестве образцов были взяты медь марки М1, электро-технический алюминий, технический цинк, промышленная латунь марки ЛЦ40С, смесь порошков Cu(58)Zn(42), сплав  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  (мас.%) и порошки алюминия ПА-1 с различной дисперсностью. Образцы деформировали в наковальнях Бриджмена из сплава ВК6ОМ и стали ШХ15 при давлениях 3-7 ГПа.

Состояние образцов после ИПДК на различное число оборотов наковальни исследовали структурными методами. Для меди, алюминия и цинка, в которых при ИПДК формировалась субмикроструктурная структура, но не имели место фазовые превращения, момент кручения в зависимости от числа оборотов возрастал до насыщения и в дальнейшем практически не изменялся. В смеси порошков Cu-42%Zn при ИПДК происходило механическое сплавление компонентов с образованием интерметаллидов  $\alpha$ -Cu(Zn) и  $\gamma$ -CuZn<sub>2</sub>, а на кривой момента кручения наблюдалось стадийное увеличение его значений. В двухфазном сплаве Cu-42%Zn, в котором при ИПДК имело место растворение  $\beta'$ -фазы с образованием пересыщенного твердого раствора на основе меди, момент кручения в зависимости от числа оборотов постепенно увеличивался. Для сплава  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ , в котором при ИПДК, как было показано в [2], происходят циклические превращения аморфизация-кристаллизация, в области насыщения наблюдались немонотонности на кривой момента кручения. На порошках Al обнаружено возрастание максимального момента кручения с уменьшением размеров частиц за счет упрочняющего действия оксидов Al, первоначально присутствовавших на поверхности частиц и распределяющихся в нанодисперсной форме в алюминиевой матрице в процессе ИПДК.

Полученные результаты показали, что метод регистрации момента кручения может быть успешно применен для обнаружения структурно-фазовых превращений непосредственно в процессе ИПДК.

1. Wetscher F. et al. // Mater. Sci. Engin. A, 2005, V. 410-411, p.213.
2. Глезер А.М. и др. // Изв. РАН. Сер. физ., 2010, т. 74, № 11, с. 1576.

# ПОСТРОЕНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО СЕЧЕНИЯ ДИАГРАММЫ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ ЧЕТЫРЕХКОМПОНЕНТНОЙ СИСТЕМЫ НИКЕЛЬ-РЕНИЙ-НИОБИЙ-МОЛИБДЕН ПРИ 1375 К С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА ГРАФОВ

Николаев С. В., Керимов Э. Ю., Слюсаренко Е. М.

*Химический факультет, МГУ им. М.В. Ломоносова, г. Москва, Россия*  
[semen-nikolaev@inbox.ru](mailto:semen-nikolaev@inbox.ru)

Использование многокомпонентных многофазных систем открывает новые возможности для разработки перспективных жаропрочных жаростойких материалов. Известно, что наибольшей жаропрочностью обладают переходные металлы V-VI групп, прочность и пластичность которых повышается при добавлении рения. Никелевые сплавы характеризуются высокой жаростойкостью. Изучение взаимодействия элементов в системе Ni-Re-Nb-Mo позволит оптимизировать конструкционные свойства композиционных материалов и сплавов.

С целью изучения взаимодействия никеля с рением, ниобием и молибденом осуществлена теоретическая полиэдрация изотермического сечения диаграммы фазовых равновесий четырехкомпонентной системы Ni-Re-Nb-Mo при 1375 К с использованием метода графов [1, 2].

Для подтверждения прогнозируемых фазовых равновесий применялся метод равновесных сплавов. Сплавы выплавляли в дуговой печи в атмосфере аргона и подвергали термической обработке в течение 1200 часов при 1375 К. Фазовый состав сплавов и концентрационное распределение элементов в фазах системы исследовали методами сканирующей электронной микроскопией на приборе «LEO EVO 50 XVP» (Carl Zeiss), оснащенный энергодисперсионным анализатором «Inca Energy 450» (Oxford Instruments) и рентгенофазового анализа (STOE STADI P и ДРОН-4 (CuK<sub>α1</sub> Ge (111) – монохроматор)).

В четырехкомпонентной системе Ni-Re-Nb-Mo при 1375 К установлено существование семи четырехфазных равновесий: 1)  $\chi+\sigma+\alpha+\beta$ ; 2)  $\chi+\sigma+\alpha+\text{Re}$ , 3)  $\text{P}+\sigma+\alpha+\text{Re}$ , 4)  $\text{P}+\gamma+\alpha+\text{Re}$ , 5)  $\text{P}+\gamma+\alpha+\delta$ , 6)  $\text{P}+\delta+\alpha+\beta$ ; 7)  $\text{P}+\sigma+\alpha+\beta$ . Максимальная растворимость легирующих компонентов в твердом растворе на основе никеля в исследованных образцах оставляет 30,9 ат. %. Максимальная растворимость ниобия (11,2 ат. %) и рения (12,2 ат. %) в никелевой матрице наблюдалась в сплаве, являющимся двухфазным ( $\gamma\text{-Ni} + \text{Re}$ ) и содержащим 39,0 ат. % Ni, 49,3 ат. % Re и 6,3 ат. % Nb и 5,4 ат. % Mo. Максимальная растворимость молибдена (9,8 ат. %) в никелевой матрице наблюдалась в сплаве, являющимся трехфазным ( $\gamma\text{-Ni} + \text{P} + \alpha\text{-NbNi}_3$ ) и содержащим 58,8 ат. % Ni, 15,0 ат. % Re, 11,3 ат. % Nb и 14,9 ат. % Mo. Из полученных результатов следует, что растворимость рения, молибдена и ниобия в никелевой матрице в многокомпонентных системах зависит от характера фазовых равновесий в данной области составов и может превышать значения растворимости в двух- и трехкомпонентных системах, образованных никелем и соответствующими элементами.

1. Slyusarenko E.M., Kerimov E.Yu., Sofin M.V. Analysis of the phase equilibria in multicomponent systems using graphs. // J. of Mendeleev Communication, 1999, № 2. – P. 56 – 59.
2. Sofin M.V., Kerimov E.Yu., Chastukhin A.E., Bazhanova N.A., Balykova Yu.V., Slyusarenko E.M. Determination of phase equilibria in the Ni-V-Nb-Ta-Cr-Mo-W system at 1375 K using the graph method. // J. of Alloys and Compounds, 2001, 321. – P. 102 – 131.

# СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 08X18H10T ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Добаткин С.В., Рыбальченко О.В.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии  
и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН),  
г. Москва, Россия  
[dobatkin@imet.ac.ru](mailto:dobatkin@imet.ac.ru)*

В работе изучены закономерности образования нано- и субмикроструктурной структуры в аустенитной стали 08X18H10T, полученной интенсивной пластической деформацией (ИПД) кручением под гидростатическим давлением (КГД) и равноканальным угловым прессованием (РКУП), а также улучшение свойств стали за счет измельчения зерна.

Показана эволюция микроструктуры стали в процессе кручения под гидростатическим давлением 6 ГПа при комнатной температуре. Средний размер зерна составил 62 нм. Рентгеноструктурный фазовый анализ показал протекание мартенситного  $\gamma \rightarrow \alpha$  и  $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha$  превращения в ходе КГД при комнатной температуре. При нагреве этой нанокристаллической стали после КГД размер зерен не меняется вплоть до температуры 400°C, однако при 500°C она возрастает до 250 нм, а интенсивный рост зерен начинается с 600°C. В процессе нагрева происходит изменение объемной доли фазовых составляющих. При температуре выше 550°C структура становится в основном аустенитной, что влияет на коррозионные свойства.

Электронномикроскопический анализ стали 08X18H10T после КГД с  $P = 6$  ГПа при температурах 300 и 500°C выявил формирование нано- и субмикроструктурной структуры со средним размером структурных элементов 87 и 123 нм, соответственно. Рентгеноструктурный количественный фазовый анализ показал наличие только аустенитной фазы в стали 08X18H10T.

Исследования механических свойств показали, что КГД значительно повышает прочностные характеристики стали: предел текучести повышается почти в 6 раз, а предел прочности – в 3 раза. Предел текучести после КГД при  $T = 300^\circ\text{C}$  составляет 1740 МПа.

После РКУП при комнатной температуре формируется субмикроструктурная структура с зерном/субзерном размером 100–250 нм. После обработки количество мартенсита достигает 45%. При нагреве мартенсит (феррит) превращается в аустенит и наиболее интенсивно превращение идет в диапазоне температур 500 ... 600°C. Обработанная сталь в аустенитно-мартенситном состоянии показывает повышенные значения предела прочности 1140 МПа по сравнению с исходным состоянием, в котором  $\sigma_b = 250$  МПа. После РКУП также выявлено повышение предела усталости.

Таким образом, показано, что как для получения нано- и субмикроструктурной структуры, так и для получения повышенных прочностных и усталостных характеристик стали 08X18H10T в основном в аустенитном состоянии, ИПД необходимо проводить в диапазоне температур 300–500°C, или при пониженных температурах с последующим нагревом на 500–550°C.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 10-03-00996).*



## ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ, ПОДВЕРГНУТЫХ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Велигжанин А.А.<sup>1</sup>, Зубавичус Я.В.<sup>1</sup>, Чернышов А.А.<sup>1</sup>,  
Шалимова А.В.<sup>2</sup>, Сундеев Р.В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>НИИЦ «Курчатовский Институт», Москва

<sup>2</sup>ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина», г. Москва.

[alexey.veligzhanin@gmail.com](mailto:alexey.veligzhanin@gmail.com)

Известно, что мегапластическая деформация (МПД) кручением под давлением (КД) приводит к кардинальному изменению структурно-фазового состояния различных материалов, в частности металлических стекол [1]. Однако закономерности структурных превращений в металлических стеклах под действием МПД пока полностью не выяснены. Одной из причин такого положения, возможно, является то обстоятельство, что размер образцов, деформируемых КД, как правило, мал и при этом имеет место заметная радиальная неоднородность степени деформации. Поэтому стандартные рентгеновские методики исследования позволяют выявлять лишь средние характеристики эволюции структуры в ходе КД. Например, исследование эволюции структуры металлического стекла  $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$  в ходе КД стандартными методами РСА показало, что материал оставался в среднем рентгеноаморфным, но при этом с изменением степени деформации заметно изменялась микротвердость [2]. В настоящей работе методом микродифракции с пространственным разрешением исследованы структурные изменения в образцах  $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$  диаметром 3 мм в ходе КД в широком интервале величин деформации. Подробно изучен образец, деформированный на 0.5 оборота подвижной наковальни камеры Бриджмена. В синхротронном излучении исследовано 9 точек вдоль радиуса образца. Показано, что образец является пространственно неоднородным: около центра образца выявлены кристаллические фазы –  $Zr_2Ni$  (I4/mcm) и фаза Лавеса C14 (P63/mmc), объемная доля фаз уменьшается с увеличением расстояния от центра от ~50% в центре до 0% на расстоянии 0.5 мм от центра. Параметр  $a$  фазы  $Zr_2Ni$  имеет выраженную зависимость от расстояния, остальные параметры слабо зависят от расстояния. На краю образец остается рентгеноаморфным. Проведено также исследование локальной структуры циркония в исходно аморфном материале и в образце, подвергнутом сжатию до 4 ГПа без кручения, методом спектроскопии поглощения рентгеновских лучей. Сравнительный анализ всех полученных результатов позволяет предположить, что уже при сжатии без сдвига, в материале возникают условия образования зародышей кристаллической фазы.

*Работы выполнены на оборудовании Центра коллективного пользования "Курчатовский центр синхротронного излучения и нанотехнологий" в рамках государственного контракта №16.552.11.7003. Авторы также благодарят РФФИ за финансовую поддержку (грант №12-02-00860-а и №12-02-33139).*

1. Глезер А.М. // Известия РАН. Серия физическая. 2007. Vol. 71, № 12. Pp. 1764–1772.
2. Глезер А.М. с соавторами // Известия ВУЗов. Физика. 2011. № 8. Pp. 58–64.
3. Chernyshov A.A., Veligzhanin A.A., Zubavichus Y.V. // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section A: Accelerators, Spectrometers, Detectors and Associated Equipment. 2009. Vol. 603, № 1-2. Pp. 95–98.

# A NEW PARAMETERIZATION OF THE MARTENSITE-AUSTENITE ORIENTATION RELATIONSHIP BASED ON THE WORK OF KURDJUMOV AND SACHS

Yardley V. A.<sup>a</sup>, Payton E. J.<sup>a,b</sup>

<sup>a</sup>*Institut für Werkstoffe, Ruhr-Universität Bochum, Bochum, Germany*

<sup>b</sup>*Federal Institute for Materials Research and Testing, Berlin, Germany*

victoria.yardley@rub.de

In one of the earliest investigations into the relationship between ferrous martensite and the parent austenite from which it forms, Kurdjumov and Sachs [1] proposed the orientation relationship (OR), based on parallelisms between important crystal planes and directions, that now bears their names. It has subsequently been shown, using more accurate experimental measurements than were possible in the 1930s, that neither this nor the Nishiyama-Wassermann OR [2,3] is an exact description of the relationship between martensite and austenite in iron-based systems, although these ideal OR are still widely discussed in the literature as points of reference.

Over the last decade, the use of electron backscatter diffraction (EBSD) has become widespread, since it allows the rapid acquisition of large quantities of spatially correlated crystallographic orientation data over typical scanning electron microscopy (SEM) length scales. It has become clear in analyzing such data that there is a large degree of scatter in the orientations of martensitic variants from the same parent austenite grain (e.g. [4,5]), and the origin of this scatter – for example, whether it is an intrinsic aspect of the martensitic transformation or an experimental artefact arising from the small size of the microstructural features investigated – is not yet clear [6].

An investigation of the transformation scatter requires a description of the OR in such a way that it can be easily treated as a statistical distribution, and if the origin of the scatter is to be investigated then it would also be desirable to produce point-by-point mappings of the OR parameters. Orientation relationships can be described mathematically in a number of ways, but the most obvious candidate fitting these requirements is the use of three Euler angles. However, this description suffers from the disadvantage that the martensitic transformation generates up to 24 distinct orientational variants per austenite grain, and that each of these can be expressed in one of 24 crystallographically equivalent ways in the case of cubic martensite. An alternative approach is to use a notation that separates out the material-specific features of the OR from the part arising from the crystal symmetry of parent and product. The original article by Kurdjumov and Sachs [1], in addition to the well-known OR, lists a set of angular parameters that fit this requirement; in addition, these parameters have a clear relationship to the phenomenological theory of martensite that appeared later [7,8]. The derivation of these parameters and their use both for statistical analysis of scatter in martensite-austenite OR, and for spatial mapping of OR variations, will be presented.

## References

1. Kurdjumov G, Sachs G. *Z Physik* 1930;64:325.
2. Nishiyama Z. *Sci Repts Tôhoku Imp Univ* 1934;23:637.
3. Wassermann G. *Mitt Kaiser-Wilhelm Inst Eisenforsch Düsseldorf* 1935;17:149.
4. Morito S, Tanaka H, Konishi R, Furuhashi T, Maki T. *Acta Mater* 2003;51:1789.
5. Kitahara H, Ueki R, Tsuji N, Minamino Y. *Acta Mater* 2006;54:1279.
6. Bhadeshia HKDH. *ISIJ International* 2010;50:1517.
7. Wechsler MS, Lieberman DS, Read TA. *Trans AIME* 1953;197:1503.
8. Bowles JS, Mackenzie JK. *Acta Metall* 1954;2:129.

# INFLUENCE OF THE GRAIN BOUNDARY CHARACTER ON THE TRANSITION FROM INCOMPLETE TO COMPLETE WETTING IN Cu-In SYSTEM

Straumal A.B.<sup>1,2,3</sup>, Yardley V. A.<sup>1</sup>, Rodin A.O.<sup>2</sup>, Eggeler G.<sup>1</sup>

*1 - Ruhr University Bochum, Bochum, Germany*

[Alexander.straumal@rub.de](mailto:Alexander.straumal@rub.de), [victoria.yardley@rub.de](mailto:victoria.yardley@rub.de)

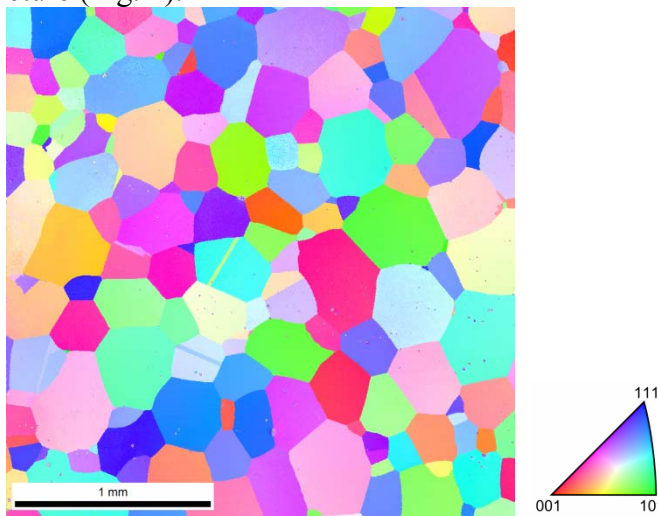
*2 - National University of Science and Technology «MISIS», Moscow, Russia*

[straumal@misis.ru](mailto:straumal@misis.ru), [rodin@misis.ru](mailto:rodin@misis.ru)

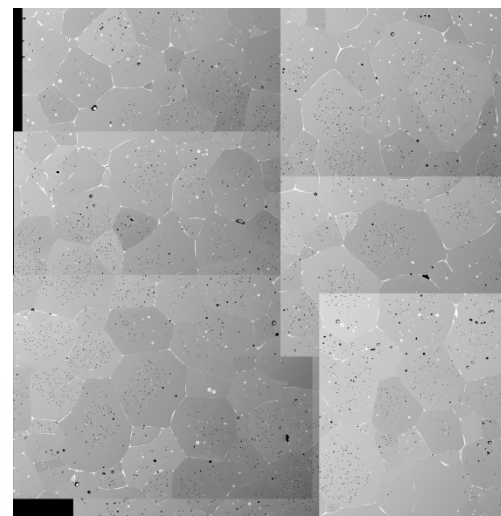
*3 – Institute of Solid State Physics RAS, Tshernogolovka, Russia*

This work describes the dependence of the liquid/solid grain boundary (GB) wetting phase transition on the GB character in the Cu-rich side of the Cu-In system. The investigation was done by means of a scanning electron microscope LEO 1530 VP with electron back scatter diffraction (EBSD) and back scatter (BSD) detectors.

The EBSD method allowed us to make spatially coupled crystallographic analyses of the polycrystalline sample surface showing the crystallographic orientation of each grain (Fig. 1). The orientation difference between the grains was measured to determine the character of the GB. The chosen EBSD measurement resolution is required to see thin twins but is not enough for examining of wetting structure on each GB. The BSD picture shows the In-rich wetting phase clearly due to strong phase contrast but does not show twin contrast. That is why the final data was calculated by correlation between the EBSD and the BSD picture (Fig. 2).



**Fig. 1.** EBSD picture  
Cu – 16wt.% In 712°C



**Fig. 2.** BSD picture  
Cu – 16wt.% In 712°C

The GB character distribution encountered in the polycrystalline sample was identified. The classification of the GB is based on the coincidence site lattice (CSL) model and applies the Brandon criterion. As expected, the fraction of high angle random GB is bigger than the fraction of low angle random GB and special CSL GB. The wetting temperatures were calculated for the most found types of GB in the polycrystal. Based on the wetting temperatures and on the idea that the energy of the solid/liquid interface boundary is constant a relative estimation of the energy of different GB types was made. This shows that the  $\Sigma$  3 CSL GB and the low angle GB have a significantly lower energy than the high angle GB as their full wetting does not even occur in the temperature range of the two-phase area examined.

## ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА БАРИЧЕСКИЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ТИТАНЕ, ЖЕЛЕЗЕ И ИХ СПЛАВАХ

Пилюгин В.П., Пацелов А.М.

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

Сочетание методов получения и анализа синхротронного излучения, ядерной гамма резонансной спектроскопии с аппаратурой сильного статического сжатия вплоть до мегабарного диапазона обусловили существенный прогресс в изучении материалов в условиях высокого давления. Известны около 30 чистых элементов и более 1000 соединений, в которых обнаружены фазы, высокого давления. Представляет интерес исследование влияния давления в сочетании с деформацией на фазовые переходы мартенситной природы d-переходных металлов и сплавов на их основе.

Исследовано влияние давления, степени и температуры деформации на структурные изменения и фазовый состав ряда переходных металлов: железа, титана, циркония и некоторых сплавов и сталей Fe–(3–55 ат.%)Mn, Fe–(32–35)Ni, X29H8, 110Г12, Ti–50Zr, и др. Основными целями исследования было определение влияния степени и температуры деформации на гистерезис и кинетику барических фазовых переходов, температуры на механизм структурных изменений. Исследовали влияние предварительной и в сочетании с давлением *in situ* интенсивной деформации на гистерезис  $\alpha \leftrightarrow \epsilon$  перехода в Fe,  $\alpha \leftrightarrow \omega$  переходов в Ti и Zr. Прямыми методами измерения установлено, что в железе (n-Fe) с нанокристаллической структурой деформационного происхождения гистерезис прямого и обратного  $\alpha$  (ОЦК)  $\leftrightarrow \epsilon$  (ГПУ) превращения на  $\sim 4$  ГПа превышает гистерезис превращения в исходном крупнокристаллическом железе. Возрастание гистерезиса обусловлено существенным 4-х кратным деформационным упрочнением n-Fe, т.е. ростом физического предела текучести - сдерживающей силы мартенситного превращения. Прямыми измерениями *in situ* (ЯГР-спектроскопия и рентгеновская дифрактометрия в СИ-излучении через камеру высокого давления) установлен рост и убывание  $\epsilon$ -фазы по шкале давления при его подъёме и снижении. В аустенитных высокомарганцевых сплавах железа Fe-(40-55вес.%)Mn давление инициирует обратимый  $\gamma$  (ГЦК)  $\leftrightarrow \epsilon$  (ГПУ) фазовый переход, но деформационное измельчение структуры до n-состояния расширяет гистерезис превращения сохраняя  $\epsilon$ -фазу высокого давления до нормальных условий. Снижение температуры экспериментов от 290 К до 78 К увеличивает гистерезис барических переходов и существенно меняет механизм структурных изменений, вызываемых деформацией под давлением. Снижение температуры деформации существенно изменяет механизмы фрагментирования структуры, вызывая действие процессов двойникования металлов и локализации дислокационного скольжения. Обнаружено, что сочетание криобарической обработки и деформации ведёт к уменьшению количества метастабильной  $\omega$ -фазы высокого давления в титане и цирконии и  $\epsilon$ -фазы в железомарганцевых сплавах, регистрируемых после снятия давления при н. у. В ряде случаев после действия интенсивной деформации под высоким давлением, например в сплавах X29H8, X29H8M2 регистрировали появление метастабильных фаз с существенно отличающимся значением параметра решётки по сравнению с фазой, полученной термообработкой. Барические метастабильные фазы, полученные сжатием и сочетанием сжатия и деформации и сохранившиеся до нормальных условий, как правило, имеют низкую термическую стабильность. Отжиги метастабильных состояний титана, циркония, Fe–Mn и Fe–Ni–Cr сплавов показали, что термическая устойчивость метастабильных фаз не превышает 120–150° С.

*Работа выполнена при поддержке Проектов Президиума РАН 12-П-2-1053, 12-2-038-РЦ, электронно-микроскопические исследования выполнены в ЦЭМ ИФМ УрО РАН.*

## ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОКРАТНО-ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННОМ НИКЕЛИДЕ ТИТАНА

<sup>1</sup>Хусаинов М.А., <sup>2</sup>Бондарев А.Б., <sup>1</sup>Летенков О.В., <sup>2</sup>Андреев В.А.

<sup>1</sup>Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого,  
Великий Новгород, Россия.

[Mikhail.Khusainov@novsu.ru](mailto:Mikhail.Khusainov@novsu.ru)

<sup>2</sup>Промышленный центр «МАТЭКС», Москва, Россия.

[andreev.icmateks@gmail.com](mailto:andreev.icmateks@gmail.com)

Выполнена серия работ по формированию многократно-обратимой памяти формы путём термоциклирования под малой изгибающей нагрузкой. Создана автоматизированная установка с непрерывной записью кривых термомеханического гистерезиса, что позволило выявить особенности механического поведения сплавов с памятью формы. Термоциклирование прямоугольных наноструктурированных пластинок из сплавов никелида титана осуществлялось по схеме трёхточечного изгиба при постоянно приложенном напряжении  $\sigma=40$  МПа и 13 МПа. Термоциклирование осуществлялось на автоматизированной установке с отображением термомеханического гистерезиса на каждом цикле. Образец нагревался за счёт теплового излучения от нагревателя. Охлаждался образец при выключенном нагревателе (естественное охлаждение), либо с помощью вентилятора.

Изучена кинетика формоизменения кривых гистерезиса и их параметров. Показано, что при начальной деформации изгиба 3.8% и напряжении  $\sigma = 40$  МПа петли гистерезиса становятся замкнутыми. Отмечается существенное изменение характеристических температур и эффекта памяти формы по сравнению с исходными данными. Петли гистерезиса сужаются. Наблюдается некоторое повышение температур мартенситных превращений. После 290 термоциклов в режиме заданного напряжения  $\sigma = 13$  МПа деформация многократно-обратимой памяти формы (two-way эффект) составила 34% от начальной деформации памяти формы 3.8%. При этом термомеханический гистерезис полного МП стабилизировался в интервале  $A_f(49^\circ\text{C})-M_f(29^\circ\text{C})$  при ширине петли гистерезиса  $8^\circ\text{C}$ . В результате образец при изменении температуры испытывает формоизменение: при охлаждении деформируется, а при нагреве восстанавливает деформацию.

В работе приводятся кривые термомеханических гистерезисов, механические и функциональные свойства данного сплава в исходном состоянии и после термоциклирования под нагрузкой.

## ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОИЗВОДСТВА ТОНКОМЕРНОЙ ПРОВОЛОКИ ИЗ СПЛАВОВ Ti-Ni С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

<sup>1</sup>Бондарев А.Б., <sup>2</sup>Хусаинов М.А., <sup>1</sup>Андреев В.А.

<sup>1</sup>Промышленный центр «МАТЭКС», Москва, Россия.

[andreev.icmateks@gmail.com](mailto:andreev.icmateks@gmail.com)

<sup>2</sup>Новгородский государственный университет имени Ярослава Мудрого,  
Великий Новгород, Россия.

[Mikhail.Khusainov@novsu.ru](mailto:Mikhail.Khusainov@novsu.ru)

В работе приводится технологическая схема производства тонкой проволоки до диаметра  $d \leq 100$  мкм. Заготовкой служила проволока диаметром 3.2–3.5 мм. Весь процесс передела данной проволоки, по результатам экспериментальных исследований, в

тонкую был разделён на пять ступеней по величине уменьшения диаметра проволоки ( $\Delta d$ ) за каждый проход. На первой и второй ступенях волочения от  $d = 3.2$  мм до  $d = 1.5$  мм и от  $d = 1.4$  мм до  $d = 0.8$  мм  $\Delta d$  принималось равным 0.1 мм. На третьей ступени волочения с диаметра 0.75 мм до 0.4 мм уменьшение диаметра ( $\Delta d$ ) устанавливалось на уровне 0.05 мм. На четвёртой ступени с диаметра 0.37 мм до 0.22 мм волочение осуществлялось при  $\Delta d = 0.03$  мм, и на пятой ступени при  $\Delta d = 0.02$  мм формировался диаметр проволоки, равный 0.06-0.04 мм. Следует отметить, что на каждой ступени использовался определённый тип волочильного стана, обеспечивающий необходимое тяговое усилие и бесступенчатое изменение скорости волочения. Степень обжатия ( $\epsilon$ ) по мере уменьшения диаметра проволоки возрастала на каждой ступени от 4–5% до 14% на завершающей стадии волочения. Волоки изготавливались из твёрдого сплава ВК3 для волочения на 1–3-й ступенях и ВК10 на последующих ступенях.

С уменьшением диаметра проволоки прочность оставалась на достаточно высоком уровне 1100–1500 МПа; фазовый предел текучести  $\sigma = 100$ –120 МПа; температуры мартенситных превращений повышались; гистерезис мартенситного превращения сужался; эффект памяти формы приобретал взрывной характер.

В работе приводятся диаграммы растяжения, гистерезисы мартенситных превращений, кривые изотермической и термоциклической ползучести.

## **ВЛИЯНИЕ ГИГАНТСКОЙ МАГНИТОСТРИКЦИИ НА СКОЛЬЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ СО СТРУКТУРНЫМИ ДЕФЕКТАМИ**

**Малашенко В.В.<sup>1,2</sup>, Малашенко Т.И.<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>*Донецкий физико-технический институт им. А.А. Галкина НАН Украины,  
Донецк, Украина*

<sup>2</sup>*Донецкий национальный технический университет, Донецк, Украина  
[malashenko@fti.dn.ua](mailto:malashenko@fti.dn.ua)*

В 2011 году группой исследователей был получен сплав на основе железа и кобальта, обладающий гигантской магнитострикцией, который может стать основой для создания MEMS нового поколения [1]. Это событие повысило актуальность исследования механических свойств таких материалов. В настоящей работе исследовано динамическое торможение движущейся дислокации дислокационными петлями в кристаллах с гигантской магнитострикцией. Показано, что при высоких концентрациях петель данный механизм диссипации может привести к повышению предела текучести на десятки процентов.

1. Hunter D., Osborn W., Wang K., Kazantseva Lofland S.E., Takeuchi I. // Nature Communications. Nov. 1, 2011. DOI: 10.1038/ncomms1529.

# ЭВОЛЮЦИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ЗЕРНОГРАНИЧНОГО АНСАМБЛЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ В ПРОЦЕССЕ ИНИЦИИРОВАННОЙ ДИФФУЗИЕЙ МЕДИ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН

Найдёнкин Е.В., Иванов К.В.

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

Разработка поликристаллических металлов и сплавов с заданными характеристиками спектра разориентировок границ зерен является основной задачей сравнительно нового научного направления материаловедения - зернограничной инженерии материалов. В рамках этого направления проводятся исследования, направленные на получение поликристаллов и сплавов с требуемыми свойствами путем управления характеристиками зернограничного ансамбля. Эти подходы актуальны в частности при разработке жаростойких сплавов на основе никеля, работающих в условиях воздействия агрессивной внешней среды. Известно, что такие материалы должны обладать высоким сопротивлением ползучести, а также межкристаллитному охрупчиванию и разрушению. В связи с этим, большое значение уделяется получению в таких сплавах высокого содержания специальных низкоэнергетических границ зерен, препятствующих развитию этих процессов. В настоящей работе на примере поликристаллического никеля была показана возможность получения зернограничного ансамбля с содержанием границ зерен двойникового типа  $\Sigma 3 > 50\%$ , путем инициированной диффузией меди миграции границ зерен.

Исследования были проведены на никеле технической чистоты (99,8%), предварительно подвергнутом прокатке на 90% и последующему отжигу при температуре 1073 К, 1 час. В результате такой термомеханической обработки был получен материал с размером зерен  $d \sim 45$  мкм и большим числом пластинчатых двойников. При этом, по данным EBSD анализа, доля двойниковых границ зерен в материале достигала 15%, а общее содержание границ зерен специального типа  $\sim 25\%$ . В результате диффузионного отжига в условиях зернограничной диффузии меди в режиме  $B_1$  (873 К) в материале наблюдается развитие инициированной диффузией меди миграции границ зерен (ИДМГ), проявляющееся в сильной искривленности границ. При этом средний размер зерен существенно не изменяется, но наблюдается значительное изменение характеристик зернограничного ансамбля никеля. В частности, доля границ зерен двойникового типа увеличивается до 52%, а общее содержание специальных границ до 73%. Изучение структуры материала с использованием высокоразрешающей растровой электронной микроскопии показало, что причиной такого изменения характеристик зернограничного ансамбля является локальная миграция участков большеугловых границ зерен общего типа в положения, соответствующие двойниковым разориентировкам. Подтверждением определяющего влияния зернограничных диффузионных потоков атомов меди является обнаруженное методом микрорентгеноспектрального анализа (EDAX) увеличение концентрации атомов меди за фронтом мигрирующей границы до 10% ат. Такое повышение концентрации атомов диффундирующей примеси в объеме материала-основы является характерным для процесса ИДМГ, когда за мигрирующей границей наблюдается образование твердого раствора замещения. Таким образом, локальная миграция участков границ зерен никеля, инициированная диффузией атомов меди, приводит к формированию в этом материале зернограничного ансамбля с высоким содержанием границ специального типа.

# ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО И ПЕРЕМЕННОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЕЙ НА УПРУГИЕ, НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА И СКОРОСТЬ ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В Ве

Курек Е. И., Олейнич-Лысюк А. В., Раранский Н. Д.

Черновицкий национальный университет им. Юрия Федьковича, Черновцы, Украина  
[lena\\_kurek@mail.ru](mailto:lena_kurek@mail.ru), [a\\_oliynich@ukr.net](mailto:a_oliynich@ukr.net)

В работе исследовалось влияние слабого постоянного магнитного поля (СПМП) на упругие, неупругие характеристики и относительную скорость движения дислокаций в магнийтермическом бериллиевом конденсате (МТК Ве) в процессе его термоциклирования в интервале 10–200 °С.

Измерения низкочастотного внутреннего трения (ВТ) и эффективного модуля сдвига ( $G_{ef}$ ) проводились на полуавтоматическом вакуумном релаксметре типа обратный крутильный маятник по методикам, описанным в [1]. Слабое постоянное магнитное поле с индукцией  $B \sim 0,005 - 0,04$  Тл создавали при помощи соленоида на токах насыщения. Относительную скорость движения дислокаций  $V_{MF}/V_0$  в МТК Ве в магнитном поле и без него, рассчитывали по методике, предложенной в [2].

Основные результаты исследования можно свести к следующему:

- В интервале 10 – 90°С НЧВТ и  $G_{ef}$  бериллиевого конденсата в СПМП и без него практически совпадали, по-видимому, МТК Ве в этой температурной области находился в магнитонечувствительном состоянии.
- Прямой магнитопластический эффект (МПЭ) в бериллии проявлялся, начиная с температуры ~90°С при нагревании и сменялся обратным МПЭ при охлаждении.
- На кривых температурных зависимостей  $V_{MF}/V_0$  наблюдались ярко выраженные максимумы относительной скорости движения дислокаций, как при прямом, так и при обратном МПЭ.
- Энергия активации движения дислокаций при обратном МПЭ примерно в 3 раза больше, чем при прямом.

Анализ полученных результатов проводился в рамках предположения о совместном действии механизма спин-зависимых реакций и влияния магнитного поля на структурно-фазовые превращения мартенситного типа.

## Список литературы

1. Курек Е.И., Олейнич-Лысюк А.В., Раранский Н.Д. Инверсия упругих характеристик бериллиевого конденсата под воздействием слабого магнитного поля // Письма в ЖТФ. – 2011. – Т. 37. В. 24. – С. 1 – 8.
2. Олейнич-Лысюк А.В., Раранский Н.Д. Особенности магнитопластического эффекта в бериллиевом конденсате // ФТТ. – 2012. – Т. 54. В. 3. – С. 417 – 421.



# ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ МОДИФИКАЦИИ КРАЕВЫХ АТОМОВ ГРАФЕНА НА МЕХАНОХИМИЧЕСКУЮ РЕАКЦИЮ ЕГО РАЗРУШЕНИЯ

Шека Е. Ф., Попова В. А., Попова Н. А.

*Российский университет дружбы народов, Москва, Россия*  
[sheka@icp.ac.ru](mailto:sheka@icp.ac.ru)

Деформация и разрушение наноразмерного листка графена рассматривается в рамках молекулярной теории как механо-химическая реакция [1–3]. В основу проведенных вычислений положено квантово-химическое приближение координаты реакции, позволяющее фиксировать изменения атомной структуры молекулы при растяжении [4].

Применение этого подхода к описанию механических свойств прямоугольного (5,5) нанографена с различной конфигурацией его краевых атомов, подверженного одноосному растяжению, позволило установить следующие закономерности механических свойств наноразмерных графенов:

- Деформация графенового листа является преимущественно пластичной, зона упругой деформации не превышает 20% удлинения;
- Высокая жесткость графенового листа обусловлена жесткостью бензоидного кольца;
- Механическая анизотропия бензоидного кольца в сочетании с различной конфигурацией упаковки этих колец в графеновом листе является основанием для структурно чувствительного механизма механического поведения графена, что проявляется в различном отклике графена на деформацию в случае растяжения вдоль (мода ‘зигзаг’) и нормально (мода ‘кресло’) цепочек С-С связей [1-3];
- Проявление механической анизотропии графенового листа зависит от состояния его краевых атомов;
- В случае деформационной моды ‘кресло’, терминирование краев атомами водорода практически не влияет на कोरोкошаговую одностадийную деформацию листка, характерную для всех случаев;
- В моде ‘зигзаг’, трикотаже-подобная длинношаговая и многостадийная картина деформации и разрушения листа со свободными краями, характеризующаяся образованием одноатомной цепочки [3], меняется резчайшим образом: терминирование каждого краевого атома одним атомом водорода приводит к двукратному сокращению шагов деформации при сохранении общей картины трикотаже-подобного разрушения; терминирование двумя атомами водорода превращает длинношаговую и многостадийную деформацию в одностадийную и короткошаговую, подобную деформационной моде ‘кресло’.
- Терминирование краевых атомов приводит к увеличению модуля упругости графена до 20%.

1. F.Sheka, N.A.Popova, V.A.Popova, E.A.Nikitina, L.Kh.Shaymardanova. arXiv:1005.0796 [cond-mat\_mess-hall], 2010.
2. E.F.Sheka, N.A.Popova, V.A.Popova, E.A.Nikitina, L.Kh.Shaymardanova. J. Exp. Theor. Phys. 112, 602-611. 2011.
3. E.F.Sheka, N.A.Popova, V.A.Popova, E.A.Nikitina, L.Kh.Shaymardanova. J. Mol. Mod. 17, 1121-1131, 2011.
4. E.A.Nikitina, V.D.Khavryutchenko, E.F.Sheka, H.Barthel, J.Weis. J. Phys. Chem. A, 103, 11355, 1999

# ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti-B-Al В ПРОЦЕССЕ РЕАКЦИОННОГО ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ

Попов А.Ю., Бобрышев А.А., Клепко А.Ю.

Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина,  
[all\\_popov@bigmir.net](mailto:all_popov@bigmir.net)

Известно, что основной проблемой при изготовлении тугоплавких керамических материалов является необходимость создания чрезвычайно высоких ( $> 2000^{\circ}\text{C}$ ) температур в течение довольно длительного (десятки минут) времени.

Перспективным способом удешевления керамического производства и, одновременно, повышения эксплуатационных свойств керамики является метод реакционного синтеза, когда необходимые фазы формируются в процессе горячего прессования (или спекания) исходных порошков. Данный способ позволяет не только понизить температуру изотермической выдержки, но и существенно интенсифицировать процессы уплотнения материалов.

В представленной работе исследовались процессы фазо- и структурообразования в системе Ti-B-Al во время спекания соответствующих порошков (к смеси титана и бора в молярном отношении 2:1 было добавлено 20 массовых % алюминия) в интервале температур  $1200\text{--}1700^{\circ}\text{C}$ . Фазовый состав образцов исследовался методом рентгенофазового анализа на установке ДРОН – 3 (медное излучение).

Первый этап работы показал, что нагревание смеси порошков до температуры свыше  $1200^{\circ}\text{C}$  приводит к формированию фазы  $\text{TiB}_2$  вследствие взаимодействия титана с бором. Кинетика образования диборида титана при разных температурах представлена на рис. 1.

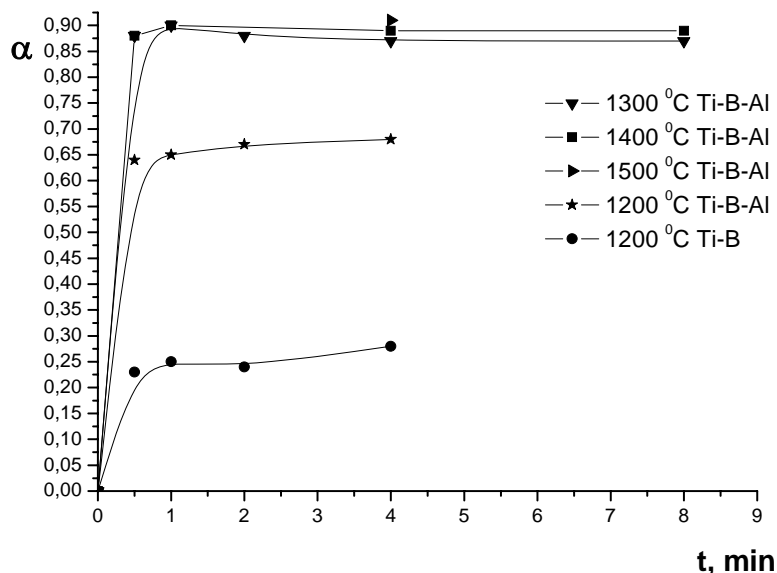


Рис. 1. Кинетика образования диборида титана в системах Ti-B-Al и Ti-B при разных температурах.

На следующем этапе работы проводилось исследование зависимости плотности и механических характеристик компактных образцов исследуемой системы от режимов синтеза. Изготовление образцов производили по стандартной методике получения изделий методами порошковой металлургии на установке с резистивным нагревом без защитной атмосферы при температуре  $1700^{\circ}\text{C}$  при временах выдержки от 2 до 16 минут под давлением 20 МПа. Скорость нагревания при температурах выше  $1000^{\circ}\text{C}$  изменялась в пределах от 100 до  $300^{\circ}\text{C}/\text{мин}$ .

Структура изучалась методами оптической и электронной микроскопии; микротвердость и трещиностойкость измерялась на приборе ПМТ – 3 при нагрузках 5 Н и 110 Н соответственно.

Значение микротвердости образцов при нагрузке 5Н достигает 25 ГПа, что соответствует микротвердости диборида титана при этой нагрузке.

Показано, что наличие в шихте алюминия не только интенсифицирует процесс синтеза диборида титана, но и способствует быстрому уплотнению шихты, что, в свою очередь, приводит к высоким механическим характеристикам синтезированных материалов.

## МАРТЕНСИТНОЕ ГЦК-ГЦТ ПРЕВРАЩЕНИЕ В ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Mn–Cu

Носова Г.И.

*Институт металловедения и физики металлов им.Г.В.Курдюмова ФГУП  
“ЦНИИЧермет им. И.П.Бардина”. Москва, РФ.  
[gala.nosova2011@yandex.ru](mailto:gala.nosova2011@yandex.ru)*

Рассматриваются условия реализации низкотемпературного ГЦК–ГЦТ мартенситного превращения в сплавах системы Mn–Cu, содержащих две изоморфные дисперсные (10–15нм) фазы  $\gamma_1$  и  $\gamma_2$  с высоким и низким содержанием марганца соответственно, и характер формирующейся при этом структуры

В сплавах Mn–Cu, содержащих более 70% Mn при охлаждении из области высокотемпературного однофазного ГЦК твердого раствора осуществляется мартенситное ГЦК–ГЦТ превращение. Вместе с тем в этих же сплавах при температурах, превышающих  $M_s$ , может происходить расслоение твердого раствора на две изоморфные дисперсные фазы с различной концентрацией марганца, причем в обедненной фазе может быть достигнуто содержание марганца более низкое, чем обеспечивающее реализацию мартенситного превращения. Однако оказалось, что в таких структурах мартенситное превращение может распространяться на весь объем сплава. Показано, что факторами, определяющими возможность развития мартенситного превращения во всем объеме двухфазного сплава, являются благоприятное соотношение значений констант упругости  $\gamma_1$  и  $\gamma_2$  фаз при температурах близких к  $M_s$ , дисперсность  $\gamma_1$  и  $\gamma_2$  частиц и наличие когерентной связи между ними. В структурах, где выполняются эти условия, тетрагональный сдвиг, начавшийся в частицах с высоким марганцем, распространяется на частицы с его концентрацией, недостаточной для “самостоятельной” реализации ГЦК-ГЦТ превращения. В результате в двухфазном сплаве формируется единая тетрагональная структура с модуляцией параметра решетки  $C$ . Однако даже при небольшом укрупнении частиц, сопровождающемся нарушением когерентности между ними, мартенситное превращение реализуется только в частицах с высоким содержанием марганца.

При образовании “неоднородного” по параметру  $C$  мартенсита происходит существенное упрочнение сплавов. Проанализированы возможные механизмы деформации и упрочнения “неоднородного” ГЦТ мартенсита.

# ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ СИНТЕЗА НА КИНЕТИКУ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ РЕАКЦИОННОПРЕССОВАННЫХ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti-B-Al-O

Клепко А.Ю., Попов А.Ю., Макара В.А.

*Киевский национальный университет имени Тараса Шевченко, Киев, Украина,  
[all\\_popov@bigmir.net](mailto:all_popov@bigmir.net), [elgomanza@inbox.ru](mailto:elgomanza@inbox.ru)*

В представленной работе исследовалось влияние режимов синтеза на процессы фазо- и структурообразования в системе Ti–B–Al–O во время горячего прессования порошков титана, алюминия и оксида бора при температуре 1600<sup>0</sup>С без защитной атмосферы. Средний размер зерен шихты составлял 100мкм. Время изотермической выдержки варьировалось от 2 до 16 минут, давление – от 0 до 40МПа.

В результате горячего прессования шихты были получены композиционные материалы системы TiB<sub>2</sub>–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Зерна диборида титана и оксида алюминия формировались в процессе синтеза материала в результате протекания экзотермической реакции между исходными компонентами.

Плотность получаемых образцов исследовалась методом гидростатического взвешивания, структура – методами оптической и электронной микроскопии, механические характеристики – методом индентирования.

На первом этапе работы была исследована зависимость плотности и механических характеристик от скорости нагревания образцов до температуры изотермической выдержки (при времени выдержки 4 минуты). Показано, что нагревание шихты со скоростью, превышающей 200<sup>0</sup>С/минуту, отрицательно сказывается на механических характеристиках материала в результате формирования неоднородной структуры образцов. В дальнейшем образцы нагревались со скоростью около 150<sup>0</sup>С/минуту.

На следующем этапе работы проводилось исследование зависимости плотности и механических характеристик компактных образцов исследуемой системы от давления при различных временах изотермической выдержки.

Показано, что средний размер зерен как диборида титана, так и оксида алюминия в синтезированных образцах составляет около 2 мкм, что в 50 раз меньше, чем средний размер зерен исходной шихты. Уменьшение параметра структуры объясняется тем, что конечные фазы формируются в процессе синтеза материала.

Плотность образцов повышается с увеличением давления и достигает 100% при давлении 30МПа и времени изотермической выдержки 4 минуты.

Значение микротвердости образцов при нагрузке на индентор 5Н также увеличивается при повышении давления горячего прессования и достигает 24 ГПа.

Показано, что уплотнение шихты происходит главным образом во время нагревания, что связано с высокой скоростью образования диборида титана и оксида алюминия в этой системе (известно [1], что при температуре 1400<sup>0</sup>С реакция происходит полностью в течение 30 секунд). При этом формирование структуры материала происходит с участием жидкой фазы, состоящей из расплавов алюминия и оксида бора. Таким образом, роль давления проявляется в ускорении вязкого течения синтезируемых зерен тугоплавких фаз в расплаве реагентов во время нагревания шихты.

1. Попов А.Ю., Чернобук С.В., Мисник А.Ю., Маркив В.Я. Кинетика формирования тугоплавких соединений в системе Ti–Al–B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> // *Материаловедение*. – 2009. – №11. – с. 16 – 19.

# ДИНАМИКА ИЗМЕНЕНИЯ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛЯ В ПРОЦЕССЕ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЕТЛИ В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ

Манухина Д.В., Потапов А.Е., Супрун И.В., Лосев А.Ю.

МГТУ им. Н.Э. Баумана КФ, Калуга, Россия,  
[dragonfly0516@mail.ru](mailto:dragonfly0516@mail.ru)

В рамках данной работы исследовались электростатические характеристики поведения источника Франка-Рида в условиях сложного нагружения, а именно одновременного воздействия постоянной и ультразвуковой нагрузок киллогерцового диапазона. В качестве источника Франка-Рида рассматривалась краевая дислокация, жестко закрепленная на дислокациях леса. Компьютерное моделирование производилось применительно к кристаллам с решеткой типа NaCl согласно методике подробно описанной в [1]. Краевая дислокация считалась равномерно заряженной с линейной плотностью заряда  $\lambda$ , которую рассчитывали через число  $f$  элементарных зарядов  $e$ , приходящихся на параметр решетки:  $\lambda = ef/b$ . Электростатические характеристик поля рассчитывались согласно методике, предложенной в [2].

Результатом работы стал программный комплекс, позволяющий в режиме реального времени изучать эволюцию источника Франка-Рида в условиях сложного нагружения, а также выгружать численные результаты моделирования. Визуализируется изменение потенциала, напряженности электростатического поля формируемого при работе источника. Согласно полученным числовым данным среднее время образование замкнутой дислокационной петли имеет величину порядка долей микросекунд и зависит от внешнего напряжения, первоначальной длины закрепленной дислокации и непосредственно материала.

В каждой точке плоскости источника можно получить соответствующие числовые значения потенциала и напряженности. В рамках работы исследовалась динамика электростатических характеристик поля эволюционирующей краевой дислокации вдоль радиальных срезов. Величина напряженности при определенных условиях может достигать величин порядка  $10^5$ – $10^6$  В/м, а величина потенциала – порядка нескольких Вольт.

Согласно анализу полученных результатов, наблюдается инверсия знака электростатического поля, порождаемого краевой дислокацией. Такие данные были получены для горизонтального среза. Всплеск напряженности и потенциала электростатического поля соответствует критическому напряжению, т.е. напряжению срабатывания источника Франка-Рида. Полученный факт инверсии знака электростатического поля, подтверждается результатами экспериментальных работ [3].

## Список литературы

1. Дегрярев В.Т., Пантюхов Г.П., Лосев А.Ю, Музыка П.А., Потапов А.Е. Научное техно-  
логии. 2012. №2. Т.13. С. 36-40.
2. Тялин Ю.И., Тялина В.А., Золотова Д.В. Перспективные материалы. 2007. Т.2. С.580-582.
3. Тяпунина Н.А., Белозерова Э.П. Заряженные дислокации и свойства щелочногалоидных  
кристаллов. 1988. Т. 156. С.706.

# ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ

Тихонова М.С., Беляков А.Н.

НИУ БелГУ, г. Белгород, Россия  
[tikhonova@bsu.edu.ru](mailto:tikhonova@bsu.edu.ru)

В данной работе были оценены прочностные свойства аустенитной стали типа S304H (Fe – 0.10%С – 18.2%Cr – 7.85%Ni – 3.2%Cu – 0.50%Nb – 0.008%B – 0.12%N – 0.95%Mn – 0.10%Si, масс.%) после интенсивной пластической деформации. В исходном состоянии (отжиг при 1100°C, 30 мин, закалка в воду) микроструктура состояла из равноосных зерен размером 10 мкм. В качестве метода интенсивной пластической деформации (ИПД) была выбрана многократная всесторонняя ковка. Данный способ обработки позволяет получать крупногабаритные образцы и не требует специального оборудования. Многократная ковка проводилась при температуре 600°C со сменой оси деформации на 90° при каждой осадке. Истинная степень деформации за одну осадку составила 0.4, суммарная степень деформации – 4. Микроструктура сплава после пластической деформации была исследована методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Испытания на растяжения проводились в диапазоне температур 20 – 650°C на стандартных образцах с длиной рабочей части 12 мм и площадью поперечного сечения 3.0×1.5 мм<sup>2</sup>.

Микроструктура стали после ИПД состоит из равноосных зерен со средним размером 300 нм с высокой плотностью внутриверхних дислокаций  $1,4 \times 10^{15} \text{ м}^{-2}$ . Результаты механических испытаний при различных температурах образцов стали, подвергнутой ИПД, представлены в таблице. Там же для сравнения указаны механические свойства отожженной крупнозернистой стали. Наиболее сильное влияние ИПД оказывает на предел текучести, который увеличивается почти в три раза при всех исследованных температурах испытания.

**Таблица.** Механические свойства аустенитной стали типа S304H.

Свойства	Состояние	Температура испытания				
		20°C	400°C	500°C	600°C	650°C
$\sigma_{0,2}$ , МПа	После ИПД	900	710	640	580	510
	Отожженное	300 <sup>[1]</sup>	200 <sup>[1]</sup>	190 <sup>[1]</sup> , 188 <sup>[2]</sup>	170 <sup>[1]</sup>	170 <sup>[1]</sup> , 189 <sup>[2]</sup>
$\sigma_b$ , МПа	После ИПД	970	770	680	620	580
	Отожженное	640 <sup>[1]</sup>	520 <sup>[1]</sup>	500 <sup>[1]</sup> , 509 <sup>[2]</sup>	450 <sup>[1]</sup>	400 <sup>[1]</sup> , 425 <sup>[2]</sup>
$\delta$ , %	После ИПД	16	7	6	8	14
	Отожженное	35 <sup>[1]</sup>	-	43 <sup>[2]</sup>	-	34 <sup>[2]</sup>

1. Landolt-Bornstein, Creep Properties of Heat Resistant Steels and Superalloys ([Group VIII Advanced Materials and Technologies](#), 2B 1990) pp. 260-264.
2. Могучева А.А., Никулин И.А., Кайбышев Р.О., Скоробогатых В.Н. Эффект Портвейна- Ле Шателье и причины жаропрочности аустенитной стали 08X18H8ДЗБР. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2010. №3. С. 42-49.

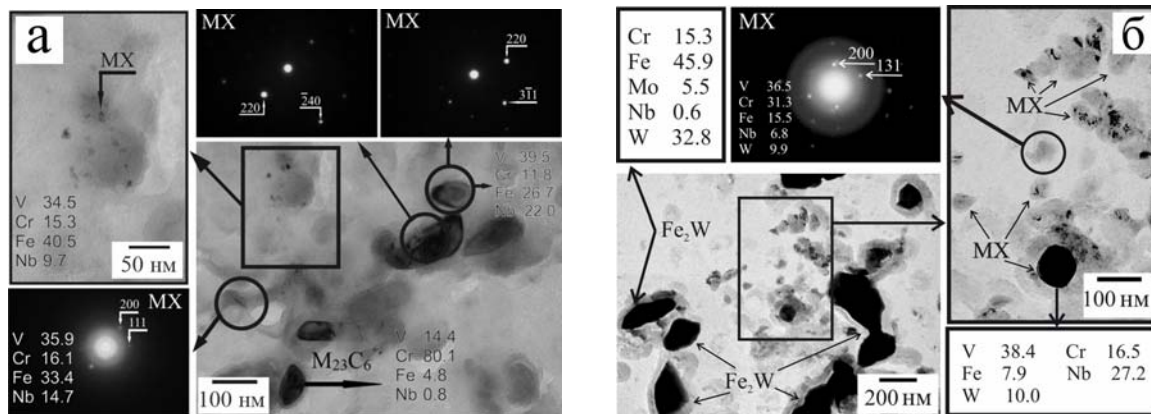
# СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СТАЛИ 02Х9К3В2МФБР, ПОДВЕРГНУТОЙ ИСПЫТАНИЮ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 650°С И НАПРЯЖЕНИИ 140 МПа

Федорова И.Ф., Беляков А.Н.

НИУ БелГУ, г. Белгород, Россия  
[firishka@yandex.ru](mailto:firishka@yandex.ru), [belyakov@bsu.edu.ru](mailto:belyakov@bsu.edu.ru)

Работа посвящена детальным исследованиям структурных изменений в стали 02Х9К3В2МФБР после деформационно-термической обработки и испытания на ползучесть при 650°С. Экспериментальные образцы стали 02Х9К3В2МФБР после нормализации с 1050°С были подвергнуты горячей ковке при температуре 1050°С, охлаждению на воздухе и отпуску при температуре 750°С в течение 3 часов.

Микроструктура обработанной стали состоит из реечного мартенсита с высокой плотностью дислокаций около  $4 \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . Среднее расстояние между высокоугловыми границами составляет 5 мкм, средний поперечный размер реек – 240 нм. Отпуск приводит к однородному выделению всему объему мартенситной матрицы дисперсных карбонитридов (V,Nb)(C,N) и выделению по границам зерен и реек карбидов Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub> (рис. 1а). Микроструктура стали после испытания на ползучесть характеризуется увеличением размеров структурных составляющих, укрупнением дисперсных частиц вторичных фаз, выделением фаз Лавеса, и постепенной трансформацией карбонитридов (V,Nb)(C,N) в Z-фазу (рис. 1б).



**Рис. 1.** Дисперсные частицы в стали 02Х9К3В2МФБР после отпуска (а) и после испытания на ползучесть в течение 5924 часов (б)

Средние размеры частиц различных фаз после отпуска и испытания на ползучесть представлены в таблице 1.

**Таблица 1.** Размеры частиц вторичных фаз в стали 02Х9К3В2МФБР после отпуска и после испытания на ползучесть в течение 5924 часов

Состояние	MX, нм			M <sub>23</sub> C <sub>6</sub> , нм	Фаза Лавеса, нм	Z-фаза, нм
	Дискообразные	Шарообразные	Крупные			
Отпуск	15±4 × 3±1	10±5	90±26	110±24	-	-
Ползучесть	77±13			347±85	532±96	54±16

# МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 10X18Н8ДЗБР ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ

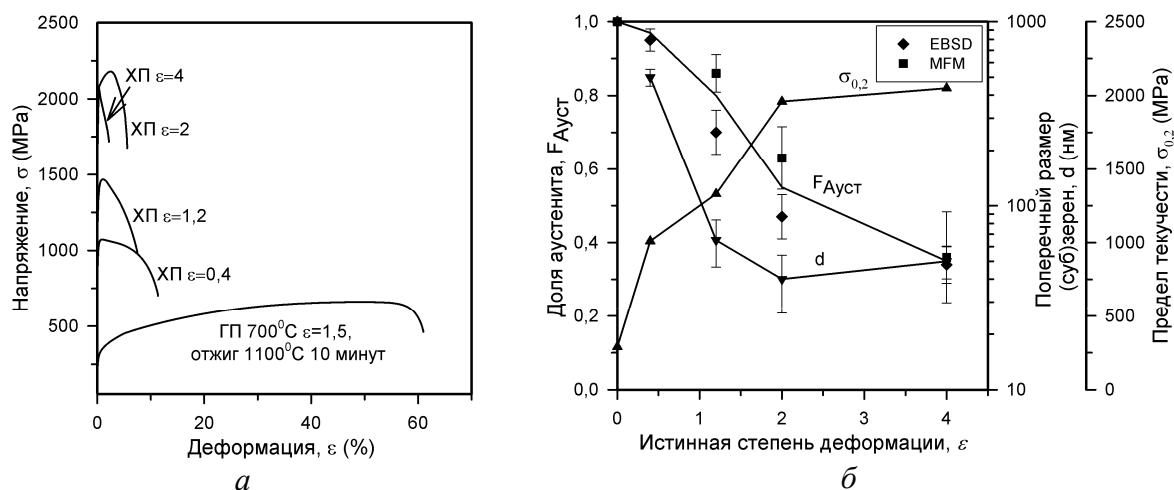
Шахова Я.Э., Янушкевич Ж.Ч., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О.

НИУ «БелГУ», Белгород, Россия  
[shakhova@bsu.edu.ru](mailto:shakhova@bsu.edu.ru)

В качестве материала исследования была выбрана аустенитная нержавеющая сталь 10X18Н8ДЗБР. В качестве исходных образцов использовали стальные прутки, подвергнутые прокатке при температуре 700°C до истинной степени деформации 1,5 с последующим отжигом при температуре 1100°C в течение 10. Холодную прокатку исходных прутков стали с поперечным сечением 9,2 × 9,2 мм<sup>2</sup> проводили при комнатной температуре до истинных степеней деформации 0,4; 1,2; 2; 4. Испытания на растяжение проводили при комнатной температуре; образцы для испытаний вырезали в направлении прокатки.

В исходном состоянии после горячей прокатки с последующим отжигом исследуемая сталь имела равноосную рекристаллизованную микроструктуру со средним размером зерен порядка 10 мкм. В таком состоянии сталь обладает высокой пластичностью, удлинение до разрушения составляет порядка 60%, и относительно низкой прочностью, предел текучести  $\sigma_{0,2} = 290$  МПа.

Сортовая прокатка до истинной степени деформации  $\varepsilon \sim 0,4$  приводит к значительному повышению предела текучести до 1010 МПа. Значительный рост значения предела текучести связан с резким уменьшением размера структурных элементов на ранних стадиях деформации до 500 нм. Увеличение степени деформации до  $\varepsilon \sim 2$  сопровождается дальнейшим упрочнением стали; предел текучести достигает значения  $\sigma_{0,2} = 2180$  МПа; в то же время удлинение до разрушения уменьшается до 7%.



**Рис. 1.** Зависимость напряжений течения от пластической деформации для аустенитной нержавеющей стали 10X18Н8ДЗБР после холодной прокатки (ХП) до различных степеней деформации и исходное состояние после горячей прокатки (ГП) с последующим отжигом (а); зависимость доли аустенита ( $F_{\text{Ауст}}$ ) посчитанной при помощи дифракции обратно – рассеянных электронов (EBSD) и атомно – силовой микроскопии (MFM), размера (суб)зерен  $d$ , предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) от истинной степени деформации (б).

Структурные изменения при этом определяются развитием деформационного двойникования и мартенситного превращения. Удельная доля аустенита уменьшается до 55%, а поперечный размер структурных элементов (зерен/субзерен) достигает 50 нм. Следует отметить, однако, что продолжение прокатки до больших степеней деформации



ции не приводит более к упрочнению стали. Предел текучести стали после прокатки до  $\epsilon \sim 4$  составляет  $\sigma_{0,2} = 2050$  МПа. Поперечный размер структурных элементов также сохраняется на уровне 50 нм, несмотря на уменьшение удельной доли аустенита до 35%.

## ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА АУСТЕНИТА НА ЛОКАЛЬНУЮ КОНЦЕНТРАЦИЮ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ И НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛИ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ 23X15H5CM3Г

Алексеева Л.Е., Панкова М.Н.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И. П. Бардина», г. Москва, Россия,  
[Iqs12@yandex.ru](mailto:Iqs12@yandex.ru), [8ab@bk.ru](mailto:8ab@bk.ru)

Известно, что измельчение зерна аустенита в сталях повышает их сопротивление хрупкому и усталостному разрушению при повышении механических свойств вследствие релаксации локальной концентрации микронапряжений (уменьшение степени неоднородности распределения). Известны экспериментальные данные о том, что укрупнение зерна аустенита повышает положение мартенситной точки  $M_n$ . Однако причины этого обсуждаются лишь на уровне гипотез.

В настоящей работе экспериментально рассмотрена идея связи размера зерна аустенита и его тонкой структуры на закаленных с 1050°C, 1100°C, 1120°C, 1140°C, 1150°C, 1170°C, 1200°C сталях 23X15H5CM3Г с метастабильным аустенитом – стали №1 (0,23%С; 15%Cr; 3% Мо; 0,8% Mn; 5% Ni; 0,6% Si и + 0,125% Ti + 0,07 Ce) и стали №2 (0,23%С; 14,3% Cr; 2,9% Мо; 4,5% Ni; 0,3% Mn; 0,3% Si). В стали №1 после закалки при  $T_{\text{комн.}}$  – 100% аустенита, а  $\alpha$ -мартенсита охлаждения  $\alpha_{\text{охл}}$  фиксируется после охлаждения при  $T = -140^\circ\text{C}$ . В стали №2 после закалки – структура аустенит +20%  $\alpha_{\text{охл}}$  (при  $T_{\text{комн.}}$ ).

В результате металлографического исследования (оценка размера зерна) и рентгеноструктурного исследования (рентгено съемки на ДРОН-3  $\lambda_{\text{Fe}}$ ) – фазового анализа и оценки среднего уровня микронапряжений (по ширине интерференционной линии (211) и локальной концентрации микронапряжений (по специальной методике ФГУП\* ЦНИИчермет) установлено следующее:

1. При увеличении температуры нагрева в интервале 1050-1200°C средний уровень микронапряжений в сталях либо не меняется (сталь №2), либо близок к нулю (сталь №1).

2. Размер зерна  $D$ , локальная концентрация  $\delta\%$  и количество  $\alpha_{\text{охл}}$  для обеих сталей возрастает с повышением температуры.

### Интервалы роста $D$ , $\delta\%$ , $\alpha_{\text{охл}}\%$

Сталь	$[D]$ , мк	$[\delta]\%$	$[\alpha_{\text{охл}}]\%$	
1	12– 60	8–26	6–17	После охл. при $T = -140^\circ\text{C}$
2	40– 100	12,5– 44	35–85	При $T = 20^\circ\text{C}$

\* Локальную концентрацию микронапряжений  $\delta\%$  определяли из отношения суммы площадей отсеченных участков слабой интенсивности дифрактограммы к общей ее интегральной интенсивности в процентах согласно патенту Алексеевой Л.Е и др. №2390763, бюллетень № 15, 2010 г.

Из анализа этих данных выявлены общие закономерности для обеих сталей:

- Локальная концентрация микронапряжений  $\delta\%$  растет с увеличением размера зерна  $D$  (сталь №1)
- Количество мартенсита  $\alpha_{\text{охл}}$  растет с возрастанием локальной концентрации микронапряжений  $\delta\%$  (и размера зерна). Аналогичный характер зависимостей  $\% \alpha_{\text{охл}} = f(D)$ ,  $\% \alpha_{\text{охл}} = f(\delta\%)$  для стали №2 как для стали №1.

Таким образом, установлены закономерные связи между размером зерна, локальной концентрацией микронапряжений и количеством мартенсита. Полученные экспериментальные данные соответствуют гипотезе акад. Г.В.Курдюмова о влиянии локальной концентрации микронапряжений на зарождение мартенсита в аустенитном зерне, предложенной в середине XX века

## **АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЯДЕРНЫХ ТОПЛИВ НА ОСНОВЕ УРАНА**

**Смирнова Д. Е.**

*ОИВТ РАН, Москва, Россия*  
[d.e.smirnov@gmail.com](mailto:d.e.smirnov@gmail.com)

С помощью метода молекулярной динамики выполняется построение атомистических моделей перспективных топливных сплавов уран-молибден (U–Mo), а также чистого урана (U) и молибдена (Mo). Модели ориентированы на исследование процессов, происходящих в топливах в условиях эксплуатации, а именно, на прояснение механизмов образования и эволюции радиационных дефектов структуры и особенностей фазовых переходов. Получение информации о перечисленных явлениях позволит прогнозировать соответствующие изменения прочностных свойств топлив. Для моделирования указанных материалов применяются специально разработанные потенциалы, описывающие межатомное взаимодействие в уране, молибдене и бинарной системе U–Mo. Установлено, что предложенные потенциалы корректно воспроизводят структуры  $\alpha$ -U,  $\gamma$ -U, Mo, интерметаллида  $U_2Mo$  и оцк сплавов U–Mo, содержащих от 7 до 12 масс. % молибдена. Рассчитанные упругие постоянные, температуры плавления, параметр Грюнайзена, тепловое расширение и «холодное сжатие» компонентов системы U–Mo соответствуют экспериментальным значениям. Построенные модели применены для рассмотрения свойств точечных дефектов структуры в чистых уране и молибдене. Энергии образования единичной вакансии и межузельного атома в чистых U и Mo согласуются с результатами вычислений в рамках теории функционала плотности. Для изучения особенностей диффузионных процессов в сплавах U–Mo исследованы диффузионные механизмы и оценены коэффициенты диффузии точечных дефектов U и Mo в основном топливном сплаве U–10Mo, содержащем 10 масс. % молибдена. Проведено сравнение полученных результатов с существующими экспериментальными данными.

## ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ С МЕЖЗЕРЕННЫМИ ГРАНИЦАМИ В МОЛИБДЕНЕ

Новоселов И.И., Куксин А.Ю., Янилкин А.В.

ФГУП "Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им. Н.Л.Духова", Московский физико-технический институт, Москва, Россия,  
[novoselov92ivan@gmail.com](mailto:novoselov92ivan@gmail.com)

Дефекты, образующиеся при радиационном облучении, оказывают существенное влияние на прочностные свойства конструкционных материалов, вызывая охрупчение и радиационное распухание. Поскольку молибден используется не только как конструкционный материал, но и как один из компонентов металлических топлив, понимание механизмов диффузии радиационных дефектов в молибдене необходимо, как для создания новых радиационно-стойких материалов, так и для разработки более совершенных ядерных топлив.

Обсуждение эволюции радиационных дефектов в объеме проведено в литературе [1]. Целью данной работы является исследование механизмов диффузии дефектов вдоль межзеренной границы (МЗГ) в молибдене с помощью метода молекулярной динамики (МД).

В расчетной ячейке с периодическими граничными условиями помещалось два кристаллита, повернутые друг относительно друга вокруг оси, лежащей в разделяющей их плоскости. Это позволяет моделировать наклонную симметричную МЗГ. На подготовительной стадии расчета проводилась релаксация полученного идеального бикристалла к нулевым напряжениям и заданной температуре.

Для описания взаимодействия частиц используется потенциал погруженного атома [1]. МД моделирование проводится на основе пакета LAMMPS.

Для выявления механизма диффузии на МЗГ различной структуры, была исследована зависимость энергии образования границы от угла разориентации кристаллитов. При этом варьировались алгоритмы минимизации энергии системы, значения упругих напряжений, критерии удаления атомов.

Полученные данные были использованы для определения устойчивых структур. Для наиболее характерных из них было проведено подробное исследование механизмов диффузии с помощью метода параллельных реплик [2].

Таким образом была выявлена и сопоставлена диффузионная активность систем с добавлением дефекта на МЗГ и «бездефектных» бикристаллов. Полученные данные позволяют утверждать, что наличие дефекта на границе, в большинстве случаев, является иницирующим фактором самодиффузии, тогда как в «бездефектных» системах диффузионная активность практически отсутствует.

Установлено, что на малоугловых границах преобладает трубочная диффузия, механизм которой заключается в повороте дефекта типа гантель  $\langle 101 \rangle$  в плоскости (010). При углах разориентации близких к  $90^\circ$  наблюдается активное перемещение дефекта типа краудион вдоль  $\langle 111 \rangle$ . Для границ с  $\Sigma=10$  (угол разориентации  $\approx 53^\circ$ ) наиболее активно идет трубочная диффузия, однако возможен также перескок дефекта между соседними ядрами дислокаций.

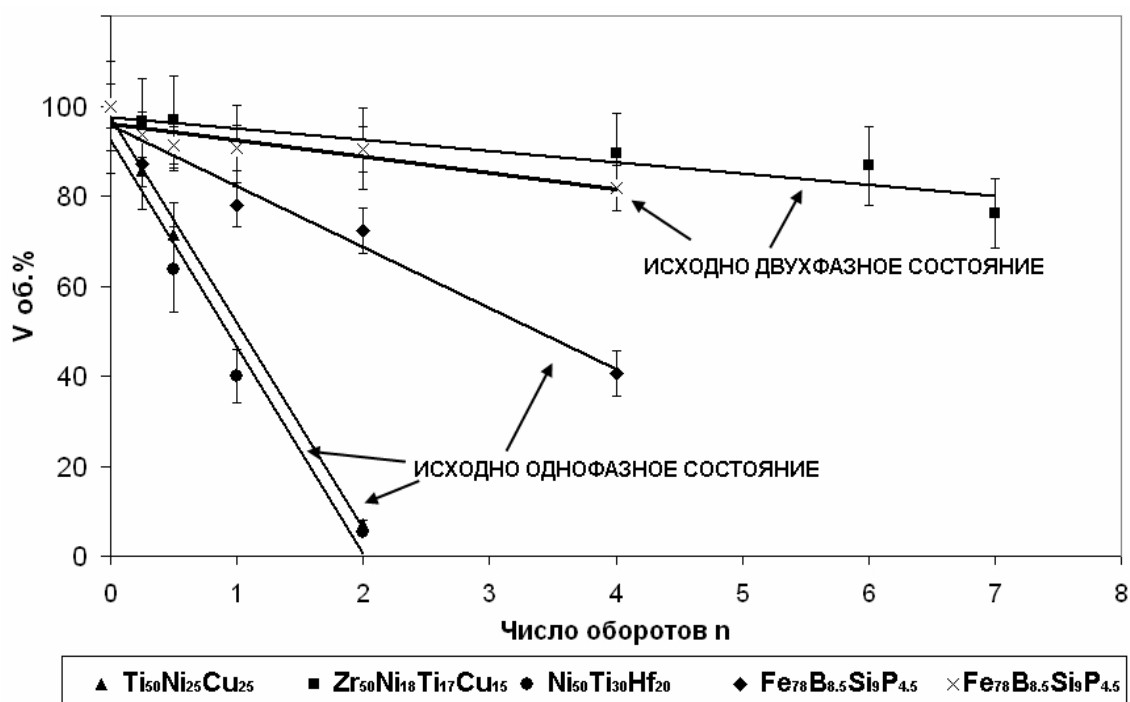
1. Starikov S. V., Insepov Z., Rest J., Kuskina A. Yu., Norman G. E., Stegailov V. V., Yanilkin A. V. Radiation induced damage and evolution of defects in Mo // Phys. Rev. B. - 2011. V.84 P.104109
2. Arthur F. Voter Parallel replica method for dynamics of infrequent events. // Phys. Rev. B - 1998.- V.57 P.13985

## СКЛОННОСТЬ К ДЕФОРМАЦИОННОЙ АМОРФИЗАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА, ЦИРКОНИЯ И НИКЕЛИДА ТИТАНА

Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Носова Г.И.

ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П.Бардина», г. Москва, Россия  
[sundeev55@yandex.ru](mailto:sundeev55@yandex.ru)

Наиболее эффективным способом получения аморфного состояния металлических сплавов, является метод быстрой закалки из расплава – спиннигование. Однако аморфное состояние можно также получить и в процессе различных видов интенсивной деформации кристаллических материалов. Целью данной работы является рассмотрение особенностей деформационной аморфизации (ДА) закристаллизованных сплавов  $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$ ,  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$ ,  $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$  и  $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$  в ходе интенсивной деформации в камере Бриджмена. Кристаллические образцы для МПД в камере Бриджмена были получены отжигом аморфного состояния всех изученных сплавов, приготовленных из чистых компонентов методом спиннингования расплава в атмосфере аргона. Для аморфных сплавов  $Ni_{50}Ti_{30}Hf_{20}$ ,  $Ti_{50}Ni_{25}Cu_{25}$  и  $Zr_{50}Ni_{18}Ti_{17}Cu_{15}$  отжиг на воздухе проводили по режиму  $500-510^{\circ}C - 30$  мин., а для сплава  $Fe_{78}B_{8.5}Si_9P_{4.5}$  – по двум режимам:  $540^{\circ}C - 30$  сек и  $600^{\circ}C - 25$  мин, что дало возможность получить для сплава на основе Fe однофазное и двухфазное кристаллические состояния соответственно. Сплавы на основе никеля и титана после отжига находились в однофазном кристаллическом состоянии, а сплав на основе циркония – в двухфазном. Все образцы деформировали в камере Бриджмена при одинаковых условиях: квазигидростатическое давление 4 ГПа и комнатная температура. Полное число оборотов подвижной наковальни  $n$  в эксперименте изменяли от 1/4 до 9 при постоянной скорости вращения 1 об/мин. Исследование структурных и фазовых превращений проводили методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). На рисунке представлены скорости аморфизации сплавов нормированные на 100% исходной кристаллической фазы при  $n = 0$ .



Видно, что в одинаковых условиях испытаний, исходно однофазные кристаллические сплавы на основе никелида титана –  $\text{Ni}_{50}\text{Ti}_{30}\text{Hf}_{20}$  и  $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{25}\text{Cu}_{25}$  и исходно однофазный сплав  $\text{Fe}_{78}\text{B}_{8.5}\text{Si}_9\text{P}_{4.5}$  достаточно легко аморфизуются, тогда как исходно двухфазные сплавы -  $\text{Zr}_{50}\text{Ni}_{18}\text{Ti}_{17}\text{Cu}_{15}$  и  $\text{Fe}_{78}\text{B}_{8.5}\text{Si}_9\text{P}_{4.5}$  аморфизуются слабо. Предполагается, что склонность к ДА кристаллических сплавов и соответствующих кристаллических фаз определяется, по крайней мере, тремя факторами: механическим, термодинамическим и концентрационным. Механический фактор определяет склонность к накоплению в кристалле деформационных дефектов при механическом воздействии. Термодинамический фактор определяется значением свободной энергии кристаллических фаз, участвующих в процессе деформации. Концентрационный фактор определяет склонность к протеканию диффузионных процессов, необходимых для изменения химического состава кристаллических и аморфных фаз в процессе деформации.

## **НЕЙТРОННО-СИНХРОТРОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРОЕНИЯ И СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В АМОРФНЫХ ФУЛЛЕРИТАХ $\text{C}_{60}$ ПРИ ТЕМПЕРАТУРНОМ, БАРИЧЕСКОМ И ТЕРМОБАРИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ**

**Борисова П. А., Глазков В. П.**

*НИИЦ “Курчатовский институт”, Москва, Россия*

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

Исследование вещества в экстремальных условиях высоких давлений и температур представляет собой стремительно развивающуюся область науки. Сочетание различных взаимодополняющих видов излучения: нейтронного и синхротронного позволяет выяснить природу и обратимость фазовых превращений в аморфных и наноразмерных системах, вызванных давлением и температурой. Поэтому целью данной работы является изучение влияния температурного, барического и термобарического воздействия на аморфные фуллериты  $\text{C}_{60}$ .

Аморфные фуллериты  $\text{C}_{60}$  получили при помощи механоактивации. С помощью нейтронной и рентгеновской дифракции, дифференциальной сканирующей калориметрии, рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии были исследованы структурные изменения в аморфных фуллеритах под воздействием температуры и давления. Они показали, что высокотемпературная аморфная фаза  $\text{C}_{60}$  является графеноподобной (квазидвумерной) фазой.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований, гранты № 09-02-00464а и № 10-02-00176а, и госконтракта № 16.552.11.7003.*

## УПРАВЛЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРОЙ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ АЛЮМИНИЕВОЙ ФОЛЬГИ

Сурсаева В.Г.

*Институт физики твердого тела РАН,  
Черноголовка Московской обл., Россия*

Движение границ зёрен и тройных стыков определяет эволюцию микроструктуры поликристалла. Безразмерный критерий  $\Lambda$  показывает степень влияния тройных стыков

$$\Lambda = \frac{m_{ij}a}{m_b} \quad (1)$$

где  $m_b$  – зернограничная подвижность,  $m_{ij}$  – подвижность тройного стыка,  $a$  – размер зерна [1]. При малых  $\Lambda$  скорость движения системы  $V$  определяется подвижностью стыка – *стыковая* кинетика. При больших  $\Lambda$  стык не тормозит миграцию, и скорость движения системы  $V$  не зависит от подвижности тройного стыка (определяется лишь свойствами границ и движущей силой) – *граничная* кинетика. Существует интервал температур, в котором происходит переход от *стыковой* кинетики движения системы к *граничной*.

Цель работы – экспериментально показать возможность влияния на рост зёрен различных режимов отжига на двумерных фольгах алюминия используя наши знания о соотношении подвижности границ зёрен и тройных стыков.

Исследования проводили на фольгах (толщиной 0.1–0.12 мм) алюминии 99,999% с добавкой 0.01% Mg. Для создания двумерной структуры проводили предварительный отжиг при  $T = 550^\circ\text{C}$  в течение 20 мин и 60 мин, в результате разной длительности отжига мы получали структуру с начальным средним размером зерна, отличающимся в четыре раза. Для изучения роста зёрен на этих двумерных структурах проводился основной отжиг при 380С, 460С, 500С в течение 250 мин.

Переход от стыковой кинетики к граничной для части стыков должен отразиться в изменении наклона зависимости средней площади зерна от времени. Для специально приготовленных структур наблюдается излом на зависимости средней площади зерна от времени отжига. Это означает, что в такой микроструктуре часть зёрен способны сбросить торможение и перейти к граничной кинетике.

Отклонение от параболического закона роста зёрен возможно, если кинетика системы определяется подвижностью тройных стыков, в этом случае вместо параболического закона следует ожидать линейного роста среднего размера зерна со временем. Что мы и наблюдаем. При  $T = 460^\circ\text{C}$  средняя площадь зёрен при сбрасывании торможения составляет  $9.5 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^2$ , а при  $T = 500^\circ\text{C}$  средняя площадь зёрен составляет  $3.7 \cdot 10^{-2} \text{ мм}^2$ . Чем больше размер зерна, тем при более низкой температуре мы можем наблюдать сбрасывание торможения тройными стыками.

*Автор благодарит Российский Фонд Фундаментальных исследований за финансовую поддержку направления исследований в рамках проекта РФФИ – ННИО 09 02 91339.*

1. U.Czubayko, V.G.Sursaeva, G.Gottstein, L.S.Shvinderman. Influence of Triple Junctions on Grain Boundary Motion. // Acta mater 1998, Vol.46, № 4, P.5863-5871.

## ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.<sup>(\*)</sup>, Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В.,  
Сахаров Н.В., Пискунов А.В.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия*

*(\*) Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси*  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)

В работе описаны результаты исследований термической стабильности зеренной структуры, а также особенности изменений прочности и удельного электросопротивления (УЭС) при отжиге субмикроструктурных (СМК) сплавов систем Cu–Cr и Cu–Cr–Zr, структура которых сформирована методом равноканального углового прессования (РКУП).

Изучено влияние легирующих элементов и частиц второй фазы на термическую стабильность СМК сплавов системы Cu–Cr. Исследовано влияние малых добавок хрома на температуру рекристаллизации и термическую стабильность механических свойств СМК бронз. На основе анализа данных по прочности и УЭС рассчитаны зависимости размера и объемной доли дисперсных частиц второй фазы от температуры и времени отжига СМК бронз различного состава. Показано, что процесс распада твердого раствора в СМК сплавах контролируется диффузией по ядрам дислокаций и неравновесным границам зерен.

Предложена модель распада твердого раствора в СМК сплавах, в рамках которой описаны закономерности изменения объемной доли и размера выделяющихся частиц в зависимости от степени пересыщения твердого раствора, а также температуры и времени отжига. Описаны закономерности распада твердого раствора в случае гомогенного (выделение и рост частиц в объеме зерен) и гетерогенного механизмов (выделение и рост частиц на дислокациях и на границах зерен) как в условиях стабильной микроструктуры, так и в случае параллельного протекания процессов возврата и рекристаллизации.

Предложена модель расчета температуры рекристаллизации в СМК сплавах, в рамках которой предполагается, что температура рекристаллизации контролируется скоростью роста дисперсных частиц в объеме и по неравновесным границам зерен СМК сплавов. Получены выражения, описывающие зависимость температуры рекристаллизации от времени отжига, размера зерна, диффузионных свойств границ зерен, размера, объемной доли и характера пространственного распределения нанодисперсных частиц второй фазы, а также от термодинамических и кристаллографических параметров сплава.

На основе моделей рассчитаны оптимальные режимы низкотемпературной термической обработки, обеспечивающие решение задачи создания СМК медного сплава с одновременно повышенными характеристиками прочности и проводимости. Эффективность разработанных моделей продемонстрирована на примере СМК сплава Cu–0.8Cr–0.05Zr, в котором обеспечена повышенная твердость (220–225 Н<sub>v</sub>), электропроводность (УЭС не менее 80% от УЭС чистой меди) и термическая стабильность (температура разупрочнения более 450 °С).

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №12-08-90003-Бел\_а), а также ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ КЕРАМИК ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ПЛАЗМЕННОМ СПЕКАНИИ

Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Сахаров Н.В., Шотин С.В.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия*  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)

В работе описаны результаты исследований структуры и свойств мелкозернистых композиционных керамик на основе оксида алюминия, полученных методом электроимпульсного плазменного спекания (ЭИПС, в иностранной литературе - «Spark Plasma Sintering»). Метод ЭИПС основан на принципе высокоскоростного нагрева в вакууме или инертной среде образца и пресс-формы пропусканием последовательности миллисекундных импульсов электрического тока большой мощности при одновременном приложении к образцу давления.

Для спекания керамик использовалась установка «DR. SINTER model SPS-625 Spark Plasma Sintering System» (температура спекания до 2500 °С, скорость нагрева до 2500 °С/мин, усилие пресса до 100 кН, импульсный ток до 5000 А, длительность импульса 3.3 мс, защитная среда – вакуум, автоматическое управление температурой и давлением, прецизионный dilatометр). В работе использовались нано (100 нм) – и ультрадисперсные (0,85–1 мкм) порошки  $\alpha$ -Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, а также ультрадисперсные ( $\leq 1$  мкм) порошки  $\beta$ -SiC и вискеры  $\beta$ -SiC-whiskers (длина 50 мкм, толщина 1 мкм) фирм «Alfa-Aesar» и «Taimei Chemecals Co., Ltd».

Описаны результаты исследований возможности повышения характеристик трещиностойкости в керамиках Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> за счет введения нано- и ультрадисперсных частиц и вискеров SiC, а также оптимизации режимов ЭИПС. Показано, что формирование в керамиках на основе оксида алюминия высокоплотной композиционной структуры с использованием метода ЭИПС позволяет обеспечить одновременное повышение твердости и трещиностойкости. Установлено, что введение армирующих волокон SiC (вискеров) в структуру керамики Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, получаемой методом ЭИПС, приводит к повышению в несколько раз износостойкости керамики в паре трения со сталью как по сравнению с чистым оксидом алюминия, так и по сравнению с керамикой Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, упрочненной нано- и/или ультрадисперсными частицами SiC.

В работе обсуждаются механизмы ЭИПС оксидных керамик. Показано, что ключевым аспектом в процессе спекания этим методом является возможность обеспечения очень высокой скорости нагрева образцов, при которой принципиальное значение приобретают аспекты, связанные с неравновесным состоянием основных элементов дефектной структуры спекаемых материалов. Установлено, что ключевые особенности процессов эволюции структуры в спекаемых керамиках определяются неравновесным состоянием межзеренных и межфазных границ и, в частности, особенностями их взаимодействия с дефектами кристаллической решетки (вакансиями и дислокациями), а также упрочняющими дисперсными частицами второй фазы.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №12-08-01123-а), а также ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».*



# ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ

Бутусова Е.Н., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Вирясова Н.Н.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия*  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)

В работе описаны результаты экспериментальных исследований процессов коррозионно-усталостного разрушения низколегированных трубных сталей. Для проведения исследований отбирались стали, имеющие одинаковый химический состав (одну марку стали: 17Г1СУ, X70) и одинаковые стандартные параметры феррито-перлитной структуры (размер зерна, балл феррито-перлитной полосчатости, загрязненность по неметаллическим включениям). Исследовались стали в исходном состоянии с малой объемной долей выделившихся карбидов (состояние  $S_1$ ), состаренные стали, в которых большая часть границ зерен была занята выделившимися частицами карбидов ( $S_3$ ), а также стали в «промежуточном» состоянии ( $S_2$ ).

Для исследования коррозионно-усталостных свойств сталей использовался лабораторный автоматизированный комплекс, позволяющий проводить испытания образцов по схеме «консольный изгиб». Испытания плоских образцов проводились в 3%-ном водном растворе NaCl при частоте 50 Гц. В ходе эксперимента фиксировалось число циклов до зарождения трещины  $N_0$ , число циклов до разрушения  $N_{max}$ , а также длина трещины  $L_{тр}$  в каждый момент времени. Амплитуда прикладываемого напряжения варьировалась в интервале до предела прочности.

Исследования процесса зарождения и распространения трещин показывает, что зависимость числа циклов до зарождения трещины от амплитуды приложенного напряжения  $N_0(\sigma_a)$  в полулогарифмических координатах может быть интерполирована прямой линией, угол наклона которой зависит от структурного состояния материала. Увеличение объемной доли частиц структурно-свободного цементита, выделившихся по границам зерен феррита в процессе длительной эксплуатации, приводит к увеличению угла наклона зависимости  $N_0(\sigma)$  и уменьшению числа циклов до зарождения трещин  $N_0$  при заданной амплитуде напряжения. Зависимость скорости роста трещины от напряжения  $V_{тр}(\sigma)$ , имеет двухстадийный характер: на первой стадии наблюдается медленный рост трещины с увеличением приложенного напряжения, а на второй стадии – быстрое разрушение стали при незначительном увеличении  $\sigma_a$ . Показано, что значения  $V_{тр}$ ,  $N_0$  и  $N_{max}$  при фиксированной величине  $\sigma_a$  зависят от уровня старения стали – увеличение объемной доли частиц цементита, выделившихся в по границам зерен феррита, приводит к уменьшению числа циклов  $N_0$  и  $N^*$ , а также к повышению в несколько раз скорости распространения трещины  $V_{тр}$ .

В работе предложена модель зарождения и распространения усталостной трещины. На основе предложенной модели проведено сопоставление результатов расчетов с экспериментальными данными.

*Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».*

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ВЫДЕЛЕНИЯ И РОСТА ЧАСТИЦ ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ БРОНЗ

Мелехин Н.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.<sup>(\*)</sup>, Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г.,  
Пискунов А.В.

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского  
государственного университета им. Н.И.Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия*  
<sup>(\*)</sup> *Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси*  
[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)

В данной работе исследовалось влияние режимов равноканального углового прессования (РКУП) и последующей термической обработки на физико-механические свойства и удельное электрическое сопротивление медного сплава Cu-0.8%Cr-0.05Zr (промышленное обозначение БрХ1Цр).

Для исследований зеренной структуры материала использовалась оптическая металлография, сканирующая зондовая микроскопия (СЗМ), а также растровая и просвечивающая электронная микроскопия. Для исследований механических свойств материала использовалась методика измерения микротвердости, а также оригинальная методика релаксационных испытаний микрообразцов на сжатие, позволяющая с высокой точностью определять значения предела макроупругости и физического предела текучести. Для изучения процесса распада пересыщенного твердого раствора хрома в меди применялся метод измерения удельного электросопротивления (УЭС).

Проведено изучение эволюции структуры и свойств субмикрокристаллического сплава при нагреве в области температур от 200°C до 500°C и изотермических выдержек длительностью от 1 до 180 мин.

Показано, что в состоянии после РКУП средний размер зерна в субмикрокристаллическом (СМК) медном сплаве составляет около 100 нм. Микротвердость литого материала, составляющая 600 МПа, возрастает в результате РКУП до 1600 МПа.

На основе анализа данных по прочности и УЭС рассчитаны зависимости размера и объемной доли дисперсных частиц второй фазы от температуры и времени отжига СМК бронз различного состава. Показано, что процессы выделения и роста частиц второй фазы в СМК сплавах контролируются диффузией по ядрам дислокаций и неравновесным границам зерен.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №12-08-90003-Бел\_а), а также  
ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013  
годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития  
научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».*

# ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ

Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И.<sup>(\*)</sup>

*Научно-исследовательский физико-технический институт Нижегородского государственного университета им. Н.И.Лобачевского, г. Нижний Новгород, Россия*

<sup>(\*)</sup> *Физико-технический институт Национальной Академии Наук Беларуси*

[nokhrin@nifti.unn.ru](mailto:nokhrin@nifti.unn.ru)

В работе описаны результаты экспериментальных исследований зависимости предела текучести  $\sigma_T$  от размера зерна  $d$  и параметров соотношения Холла-Петча (предела макроупругости  $\sigma_0$  и коэффициента зернограницного упрочнения  $K$ ), а также от температуры и времени отжига субмикрокристаллических (СМК) металлов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП). В качестве объектов исследования использовались армко-железо, медь, титан и сплав АМг6.

Показано, что величина коэффициента зернограницного упрочнения  $K$  в СМК металлах оказывается в 1.5–2 раза ниже, чем в крупнозернистых металлах ( $K_0$ ).

Установлено, что вид зависимости  $\sigma_0(T_{отж})$  связан с характером рекристаллизации СМК металлов следует разделить на две группы. В СМК металлах, в которых процесс рекристаллизации носит аномальный характер (медь, железо), при температурах отжига, соответствующих температуре начала роста зерен, наблюдается увеличение предела макроупругости без существенного изменения величины предела текучести. Масштаб эффекта аномального упрочнения зависит от режима отжига и составляет от 30% до 200% от величины  $\sigma_0$  металла в состоянии после РКУП. Для СМК металлов у которых наблюдается собирательная рекристаллизация, эффект аномального упрочнения отсутствует.

Показано, что зависимость  $K(T_{отж})$  имеет трехстадийный характер – в интервале температур отжига, соответствующих температурам протекания процессов возврата наблюдается незначительное уменьшение величины  $K$ ; отжиг СМК металла при температурах близких к температуре начала рекристаллизации приводит к резкому повышению параметра Холла-Петча до значений, превышающих величину коэффициента  $K_0$ . При дальнейшем повышении температуры отжига величина коэффициента  $K$  монотонно уменьшается до  $K_0$ . Отмечено, что интенсивность изменения величины  $K$  на стадии рекристаллизации больше для СМК металлов, в которых имеет место аномальный рост зерен.

В работе описана модель влияния отжига на параметры соотношения Холла-Петча в СМК металлах. Показано, что эффект аномального упрочнения и эффект повышения коэффициента зернограницного упрочнения при отжиге СМК материалов связан с накоплением дефектов на мигрирующих границах зерен СМК металлов. Получены выражения, позволяющие связать величины  $\sigma_0$  и  $K$  со скоростью миграции границ зерен, уровнем их неравновесности, плотностью решеточных дислокаций, а также температурой и временем отжига. Проведено детальное сопоставление результатов численных расчетов, проведенных на базе разработанной модели, с полученными в экспериментальными результатами.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант №12-08-90003-Бел\_a), а также ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 годы» и ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2007-2013 годы».*

## ФИЗИКО-МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОТИВОУДАРНОЙ СТОЙКОСТИ СОСТАВНЫХ ПРЕГРАД С КЕРАМИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ

Зелепугин С.А., Толкачёв В.Ф., Хорев И.Е.

Томский государственный университет, Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Томск, Россия, [khorev1942@yandex.ru](mailto:khorev1942@yandex.ru)

Высокопрочные керамические материалы и особенно их комбинация с металлическими и композиционными изделиями является одним из перспективных средств индивидуальной защиты и локальной защиты наиболее уязвимых мест различных транспортных средств [1]. Наиболее результативным методом изучения противоударной стойкости преград с керамическими включениями является оптимальное сочетание физических и численных экспериментов, что позволяет проводить исследования в достаточно широком диапазоне скоростей встречи [2]. В данной работе исследованы процессы осесимметричного взаимодействия металлического ударника с преградами, содержащими керамические элементы на основе стеклокерамики, карбида бора В<sub>4</sub>С и металлической подложки на основе дюралюминия и титанового сплава ВТ4.

Для численного моделирования процессов высокоскоростного ударного нагружения образцов используется модель непрерывно повреждаемой среды, для которой характерно наличие микрополостей (пор, микротрещин) [1,2]. Степень повреждённости среды характеризуется удельным объёмом пор или микротрещин. Система уравнений, описывающая нестационарное адиабатическое (как при упругом, так и при пластическом деформировании) движение сжимаемой среды с учётом эволюции микроповреждений, состоит из уравнений неразрывности, движения и энергии. В качестве критерия разрушения материала на сдвиг, имеющего место в области интенсивного взаимодействия и деформирования контактирующих тел, используется критическое значение удельной энергии сдвиговых деформаций [3]. Давление в неповреждённой среде является функцией удельного объёма и удельной внутренней энергии и во всём диапазоне условий нагружений определяется с помощью уравнения состояния типа Ми – Грюнайна, в котором коэффициенты подбираются на основе констант экспериментальной ударной адиабаты Гюгонио [3]. В опытах проводилось измерение начальной скорости ударника и рентгенографирование процесса пробивания преград с керамическими включениями. Исследовались сохранённые образцы преград и оценивалось состояние ударника в запреградном пространстве. Проводилось сравнение численных и физических экспериментов для различных комбинаций соударяющихся материалов.

В результате выполненных исследований установлено, что разработанная широкодиапазонная численная методика применима для описания разрушения как высокопрочных керамик, так и стеклокерамики, обладающей низкими прочностными характеристиками

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проекты 10-08-00516 а, 10-08-00398 а, 11-08-98062 р\_сибирь\_а)*

1. Канель Г.И., Разорёнов С.В., Уткин А.В., Фортов В.Е. Ударно – волновые явления в конденсированных средах. М.: «Янус – К», 1996. -407 с.
2. Хорев И.Е. Физическое и математическое моделирование разрушения материалов и конструкций по анализу предразрушения твёрдых тел. Химическая физика. 2002, т. 21, № 9. С. 17 – 21.
3. Зелепугин С.А., Хорев И.Е. Влияние формы ударника на проникание в преграду и разрушение. Химическая физика. 2002, т. 21. № 9. С.29 – 34.

## КИНЕТИКА РАСПАДА АУСТЕНИТА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР

Яковлева И.Л.,\* Табатчикова Т.И., \* Терещенко Н.А,\* Маковецкий А.Н., \*\*  
Мирзаев Д. А.,\*\*\*

\* *Институт физики металлов Уральского отделения РАН, г. Екатеринбург, Россия;*

\*\* *ОАО «ЧТПЗ», г. Челябинск, Россия;*

\*\*\* *Южно-Уральский государственный университет, г. Челябинск, Россия*

[labmet@imp.uran.ru](mailto:labmet@imp.uran.ru)

Для достижения высокого комплекса механических и эксплуатационных свойств трубных сталей в современных производственных условиях перспективно использование комбинированных обработок, включающих закалку из межкритического интервала температур (МКИ). В настоящей работе основное внимание уделено преобразованию структуры предварительно закаленной стали при выдержке в МКИ, образованию аустенита и, наконец, его превращению при охлаждении, которые в итоге и определяют конечную структуру стали.

Исследование проведено на образцах стали 13ХФА, предварительно закаленных в соленую воду от 900°C и 1050°C. Часть образцов исследовали в закаленном состоянии; на остальных был проведен отпуск 600 °С 1 час, охлаждение на воздухе. После термообработки определяли твердость по Бринелю НВ<sub>3000</sub>, ударную вязкость на образцах с V-образным надрезом КСV<sup>-80</sup>, металлографическим и электронно-микроскопическим методами исследовали фазовый состав и структуру стали. Испытания на ударную вязкость проводили на стандартных образцах с V-образным надрезом. Для изучения кинетики распада аустенита был использован закалочный dilatометр «Linseis L78 R.I.T.A.».

Показано, что межкритическая закалка с отпуском на 600°C образцов предварительно закаленной от 1050 °С и 900 °С низколегированной стали 13ХФА приводит к существенному повышению ударной вязкости по отношению к полной закалке от Ас<sub>3</sub>. Наиболее высокие значения ударной вязкости КСV<sup>-80</sup> получаются после закалки от температур аустенитизации Ас<sub>1</sub>...800°C, что связано с формированием в МКИ дисперсной структуры, состоящей из вязких участков рекристаллизованной α-фазы, чередующихся с участками прочного углеродистого бейнита.

Установлено, что в ходе нагрева и выдержки при температурах МКИ проходит целый ряд структурных и фазовых изменений: происходит процесс рекристаллизации пакетной структуры исходного бейнита или мартенсита; участки нерекристаллизованной исходной реечной структуры в случае исходной закалки от 1050°C сохраняются при всех температурах выдержки в МКИ, а для закалки от 900°C – до 770°C; между рейками исходного бейнитного пакета возникают пластины аустенита, ориентационно связанные с соседними рейками и восстанавливающими ориентацию исходного аустенитного зерна; по границам исходных γ-зерен и пакетов исходного бейнита зарождаются и растут глобулярные зерна неупорядоченного аустенита.

*Работа выполнена по плану РАН (тема № г.р. 01201064335) и при частичной финансовой поддержке гранта РФФИ № 10-02-96010-р\_Урал\_а, проекта ориентированных фундаментальных исследований 12-2-020 ЧТЗ, а также проекта Президиума РАН 12-П-2-1030.*

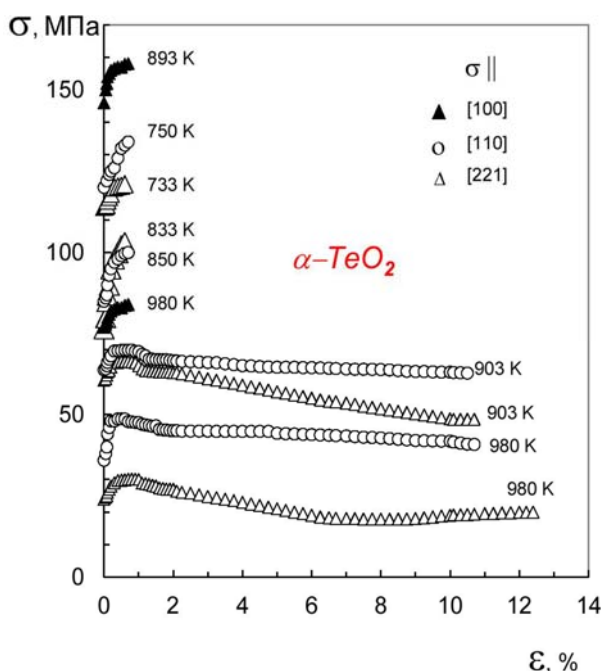
# НЕЛИНЕЙНЫЕ ЯВЛЕНИЯ И САМООРГАНИЗАЦИЯ ДЕФЕКТОВ В КРИСТАЛЛАХ ПАРАТЕЛЛУРИТА ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Скворцова Н.П.

Институт кристаллографии РАН, Москва, Россия

[skvor@ns.crys.ras.ru](mailto:skvor@ns.crys.ras.ru)

Ранее в лаборатории механических свойств кристаллов ИК РАН было открыто (Бережкова Г.В., Скворцова Н.П., Регель В.Р., Перстнев П.П. ФТТ **26** (1984) 1074) явление высокотемпературной локализации деформации в неметаллических кристаллах. Эффект заключается в деформационном расслоении кристаллов на локальные зоны интенсивного сдвигообразования при температурах выше половины абсолютной температуры плавления. Величина деформации в зоне локализации составляет  $\sim 10^3$ – $10^4$  % в ионных и  $\sim 10^2$  % в ионно-ковалентных кристаллах при средней деформации образца менее 10%.



Диаграммы деформации кристаллов при различных температурах.

В данной работе впервые обнаружены проявления локализации деформации в ковалентных кристаллах парателлуриата, деформированных сжатием с постоянной скоростью деформации  $1.05 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Установлено, что в высокотемпературной области  $T > 900 \text{ K}$  происходит переход к новому упорядоченному во времени и пространстве динамическому состоянию – локализованному пластическому течению в узких микрополосах сдвига. Этот переход сопровождается изменением характера разрушения деформированных образцов от хрупкого к вязкому, резким увеличением предельной пластической деформации до разрушения, огрублением полос скольжения и катастрофическим разупрочнением материала.

Фактически речь идет о новой моде потери устойчивости деформируемого кристалла с переводом его пластического течения в автокаталитический режим сильно коррелированного движения больших групп дислокаций. Указанная неустойчивость имеет пороговый характер и реализуется при  $\sigma \geq \sigma_{crit}$ . Интерпретация эффекта основывается на представлениях о самоорганизации дефектной структуры деформируемой среды.

1. Скворцова Н.П., Ломонов В.А., Виноградов А.В. Кристаллография **56** (2011) 72.

## УПРАВЛЕНИЕ ВНУТРЕННИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ДИФфуЗИОННОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ ПОКРЫТИЙ

Челяпина О.И.

Региональный образовательный научный центр Московского государственного открытого университета имени В.С. Черномырдина, г. Подольск, Россия,  
[chelyapina@pochta.ru](mailto:chelyapina@pochta.ru)

Покрытия элементов конструкций используют в различных технических приложениях. С определенной долей условности к покрытиям можно отнести цилиндрические и сферические оболочки тепловыделяющих элементов ядерных реакторов. Эти структурные элементы удерживают продукты деления и примеси внедрения при выгорании ядерного топлива. Надежность и безопасность эксплуатации оболочек определяется их диффузионной проницаемостью. Последняя зависит от уровня и характера распределения внутренних напряжений. Среди последних весомая роль принадлежит температурным и остаточным напряжениям. Диффузионная миграция точечных дефектов определяется первым инвариантом тензора напряжений различной физической природы. Компоненты тензора напряжений с позиции математического формализма описываются тензором второго ранга. В линейном пространстве выполняются законы тензорной алгебры. Физически это означает, что в линейной теории упругости внутренние напряжения различной природы не взаимодействуют друг с другом. Поэтому их совместное влияние определяется алгебраическим суммированием. Отсюда вытекает принципиальная возможность управления внутренними напряжениями для снижения диффузионной проницаемости покрытий на примере цилиндрических и сферических оболочек тепловыделяющих элементов [1].

Диффузионная проницаемость оболочек определяется потоком точечных дефектов через внешнюю поверхность

$$\vec{j} = -D \frac{\partial c}{\partial r} \text{ при } r = R, \quad (1)$$

где  $D$  – коэффициент диффузии продуктов деления и примесей внедрения,  $R$  – внешний радиус оболочек. Распределение концентрации точечных дефектов находится из решения уравнения диффузии с учетом внутренних напряжений [2]

$$\frac{1}{D} \frac{\partial C}{\partial t} = \Delta C + \frac{\nabla(C \nabla V)}{kT}, \quad r_o < r < R, \\ C(r, 0) = 0, \quad C(r_o, t) = C_p, \quad C(R, t) = 0, \quad (2)$$

$V$  – энергия связи точечных дефектов с первым инвариантом тензора внутренних напряжений,  $r_o$  и  $R$  – внутренний и внешний радиусы оболочек,  $C_p$  – равновесная концентрация точечных дефектов на внутренней поверхности оболочек,  $k$  – постоянная Больцмана,  $T$  – абсолютная температура. Математические символы  $\Delta$  и  $\nabla$ , а также значения  $V$  и  $C_p$  записываются для цилиндрической и сферической систем координат. Определена диффузионная проницаемость цилиндрической и сферической оболочек с учетом температурных и остаточных напряжений. Показано, что комбинация внутренних напряжений различной физической природы позволяет управлять диффузионной проницаемостью оболочек тепловыделяющих элементов.

1. О.И. Челябинина Диффузионная проницаемость покрытий с внутренними напряжениями. Вторые московские чтения по проблемам прочности материалов, 10-14 октября 2011г. Москва, Черноголовка. Тезисы докладов, с. 162

2. Ю.Г. Драгунов, Н.М. Власов, С.Д. Иванов, И.И. Федик. Самоуравновешенные внутренние напряжения. М.: МГОУ. 2010.

## **КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ОКРЕСТНОСТИ СТРУКТУРНЫХ ДЕФЕКТОВ НАНОМАТЕРИАЛОВ**

**Власов Н.М., Драгунов Ю.Г.**

*Региональный образовательный научный центр  
Московского государственного открытого университета  
имени В.С. Черномырдина, г. Подольск, Россия,  
[chelyapina@pochta.ru](mailto:chelyapina@pochta.ru)*

Характерной особенностью наноматериалов является наличие разветвленной сети деформационных границ, их тройных стыков и узлов последних [1]. Структурные несовершенства наноматериалов обладают полями внутренних напряжений и потому взаимодействуют с легирующими элементами. Если их концентрация превышает предел растворимости при данной температуре, то образуются зародыши новой фазы. Дальнейший рост последних происходит за счет диффузионной миграции атомов примеси. Кинетика фазового превращения описывается уравнением параболического типа в сочетании с уравнением массового баланса на межфазной границе [2].

Упругой моделью тройного стыка деформационных границ наноматериалов является клиновья дисклинация. Первый инвариант тензора напряжений этого структурного дефекта имеет логарифмическую зависимость от радиальной координаты. Такая зависимость позволяет получить точное аналитическое решение уравнения диффузионной кинетики с учетом поля напряжений клиновья дисклинации. Простота решения обусловлена тем, что в принятой системе координат логарифмическая функции является гармонической, а ее градиент обратно пропорционален радиусу [3]. Упругой моделью узла тройного стыка деформационных границ наноматериалов является стереодисклинация. Первый инвариант тензора напряжений последней также имеет логарифмическую зависимость от радиальной координаты. Однако в сферической системе координат логарифмическая функция не является гармонической. Это затрудняет получение простого аналитического решения соответствующей задачи.

Рассмотрена кинетика фазовых превращений в окрестности структурных дефектов наноматериалов. Для тройных стыков деформационных границ получены аналитические зависимости. Кинетика роста зародыша новой фазы в окрестности узла тройного стыка представлена в виде асимптотического поведения решения задачи при малых временах (начальная стадия процесса). Результаты математического моделирования представляют интерес для исследования поведения наноматериалов при наличии легирующих элементов.

1. Р.А. Андриевский, А.М. Глезер. Прочность наноструктур. УФН, 2009, т. 179, №4, с. 338-358.
2. Н.М. Власов, В.А. Зазноба. Фазовые превращения в окрестности тройных стыков специальных границ зерен. Доклады РАН, 1998, т. 363, №4, с. 472-474.
3. Ю.Г. Драгунов, Н.М. Власов, С.Д. Иванов, И.И. Федик Самоуравновешенные внутренние напряжения. М.: МГОУ, 2010.



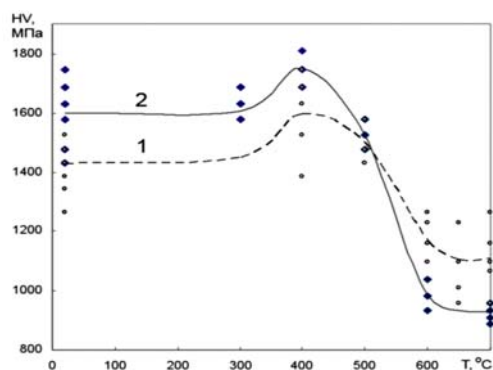
# СТАРЕНИЕ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ХРОМОЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ПОДВЕРГНУТОЙ ДИНАМИЧЕСКОМУ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ

Зельдович В. И., Хомская И. В., Фролова Н. Ю., Хейфец А. Э., Шорохов Е. В.

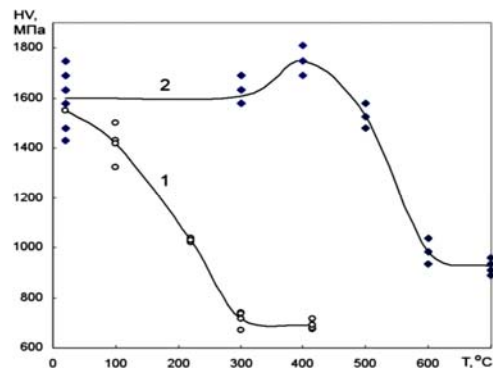
*Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург, Россия*

[zeldovich@imp.uran.ru](mailto:zeldovich@imp.uran.ru)

Исследованы структурные изменения в бронзе с 0.092%Cr и 0.086%Zr (вес.%) при высокоскоростной деформации и последующем отжиге. Закаленные прутки диаметром 18 мм, длиной 65 мм деформировали методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) в 1 и 3 прохода. Скорость деформации при ДКУП составляет  $10^4$ – $10^5$  с<sup>-1</sup>. Образцы, вырезанные из деформированных заготовок, подвергали отжигу при



**Рис.1.** Зависимости микротвердости от температуры старения. ДКУП в 1 проход (кривая 1), в 3 прохода (кривая 2).



**Рис.2.** Зависимости микротвердости от температуры старения. Медь, ДКУП в 4 прохода (кривая 1) и бронза, ДКУП в 3 прохода (кривая 2).

температурах 300–700°C, выдержка 1 час. ДКУП бронзы создает субмикроструктуру с размером зерен-субзерен 200–300 нм и повышает микротвердость в 2.4 раза (от 670 до 1600 МПа). Старение при 400°C дополнительно повышает микротвердость до 1750 МПа (рис.1). При отжиге в интервале температур 400–700 °C проходят процессы старения и рекристаллизации, при этом старение опережает рекристаллизацию. Наиболее интенсивное протекание рекристаллизации наблюдается в интервале 500–600°C (рис.1).

При температурах выше 500°C выделяются частицы хрома. На ранних стадиях старения наноразмерные частицы выделяются на дислокациях и закрепляют их, затрудняя образование центров рекристаллизации. На поздних стадиях частицы хрома укрупняются и задерживают миграцию большеугловых границ, препятствуя развитию рекристаллизации. В деформированной структуре, в начале процесса старения, частицы хрома имеют ГЦК-структуру и форму линзы, когерентны с матрицей и создают поля упругих напряжений. При укрупнении частиц, в рекристаллизованной структуре, они теряют когерентность и приобретают ОЦК-структуру, свойственную хрому. Форма частиц становится равноосной.

Форма частиц становится равноосной.

Рекристаллизация меди чистотой 99,8%, после ДКУП в 4 прохода происходит при температурах 150–220°C [1]. Сравнение зависимостей микротвердости от температуры отжига для меди и бронзы показывает (рис.2), что интервал рекристаллизации меди за счет микролегирования хромом и цирконием повышается на 350–380°C.

*Работа выполнена по плану РАН (№ г.р. 01201064335) и при частичной поддержке проектов РФФИ № 11-03-00047 и Президиума РАН № 12-П-2-1030.*

1. Хомская И.В., Зельдович В.И., Хейфец А.Э. и др. ФММ. 2011. Т. 111. № 4. С. 383-390.

# ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И ИЗМЕНЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА

Мейснер<sup>1,2</sup> Л.Л., Остапенко<sup>1</sup> М.Г., Лотков<sup>1</sup> А.И., Гудимова<sup>1,2</sup> Е.Ю.

<sup>1</sup> ИФПМ СО РАН, Томск, Россия

<sup>2</sup> ТГУ, Томск, Россия

[artifakt@sibmail.com](mailto:artifakt@sibmail.com)

Известно, что воздействие потоками заряженных частиц на поверхность никелида титана влияет на приповерхностные свойства материала и может приводить к существенным изменениям его структурно-фазовых состояний, возникновению полей остаточных напряжений, локализованных в модифицированных приповерхностных слоях. Целью данной работы является исследование методами рентгеноструктурного анализа влияния импульсных электронно-пучковых воздействий на структурно-фазовые состояния и изменение остаточных упругих напряжений в приповерхностных слоях никелида титана. В работе был проведен анализ дифракционных картин образцов после электронно-пучковой обработки с плотностью энергии  $E = 15 \text{ Дж/см}^2$ ,  $20 \text{ Дж/см}^2$  и  $30 \text{ Дж/см}^2$ , полученных по симметричной и ассиметричным схемам рентгеновских съемок. Выявлено, что после электронно-пучковой обработки практически на всех рентгенограммах образцов кроме высокотемпературной фазы В2 и фазы  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  присутствуют рефлексы мартенситной фазы В19'. Появление мартенситной фазы В19' может быть обусловлено наличием остаточных упругих напряжений, индуцированных электронно-пучковой обработкой. Согласно полученным данным (таблица 1), максимальная величина остаточных напряжений  $\sigma \approx 550 \text{ МПа}$  наблюдается в «быстрозакаленном» поверхностном слое, тогда как в нижележащем слое с исходной структурой В2 материала величина  $\sigma$  не превышает  $\sim 100 \text{ МПа}$ .

**Таблица 1.** Значения микродеформаций, модуля упругости и остаточных напряжений, рассчитанных для образца  $\text{Ti}_{49,5}\text{Ni}_{50,5}$  после электронно-пучковой модификации с плотностью энергии в пучке  $E = 15 \text{ Дж/см}^2$  и  $20 \text{ Дж/см}^2$ . Ассиметричная схема съемок с углами скользкого падения  $\alpha = 3^\circ, 6^\circ, 12^\circ$ .

Плотность энергии в пучке	Рефлекс	$\alpha,^\circ$	$\epsilon$	$E, \text{ ГПа}$	$\sigma, \text{ ГПа}$
15	(110)	3	0.014	115	0.552
		6	0.0006	110	0.062
		12	0.0009	101	0.09
20	(110)	3	0.005	113	0.552
		6	0.002	105	0.203
		12	0.0006	95	0.058

*Исследования проведены в рамках Г/б проектов № III.20.2.1; комплексного интеграционного проекта СО РАН №57 (2009–2011) и при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации (Государственный контракт № 16.740.11.0140).*

## ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ В ДЮРАЛЮМИНИИ И СТАЛИ 20

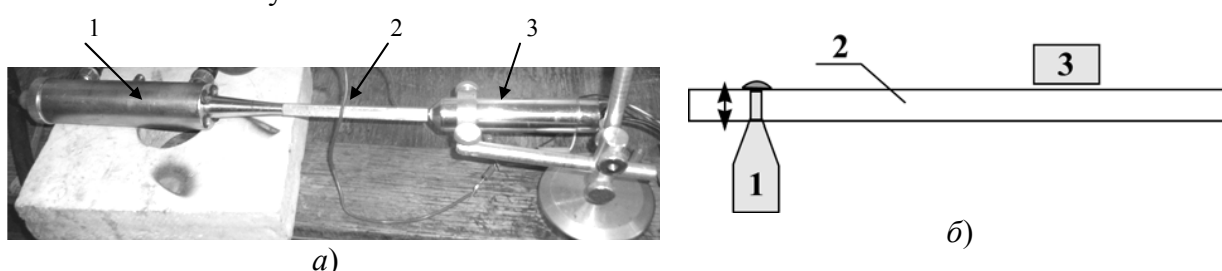
Волков А.Е., Черняева Е.В., Вьюненко Ю.Н., Рубаник В.В\*., Рубаник В.В. мл.\*

СПбГУ, Санкт-Петербург

[lena@smel.math.spbu.ru](mailto:lena@smel.math.spbu.ru)

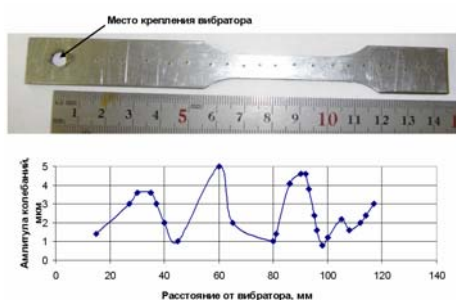
\*Институт технической акустики НАН Беларуси, г.Витебск, Беларусь

В [1] и целом ряде других работ показано, что метод акустической эмиссии (АЭ) весьма чувствителен к любым изменениям в состоянии металлов, в частности, вызванным циклическими воздействиями. Настоящее исследование посвящено изучению влияния ультразвукового облучения (УЗО) на параметры акустической эмиссии в массивных дюралюминиевых (Д1) и плоских стальных (сталь 20) образцах. На рис.1 представлены схемы облучения.



**Рис. 1.** Схема установки для УЗО образцов Д1 (а) и стали 20 (б). 1 – ультразвуковой вибратор УЗДН-1; 2 – образец; 3 – емкостной датчик-преобразователь ПМС. Частота УЗО 22 кГц, амплитуда 8 мкм.

В эксперименте было реализовано возбуждение двух видов УЗ-колебаний в металле: продольных (рис.1а) и изгибных (рис.1б). В первом случае параметры УЗО и длина образца были подобраны таким образом, чтобы создать резонансные условия облучения, т.е. длина образца соответствовала половине длины волны ультразвуковых колебаний. Распределение амплитуды колебаний во втором случае показано на рис.2.



**Рис. 2.** Общий вид образца стали 20 и график распределения амплитуд УЗ колебаний по его длине.

Инициирование АЭ осуществлялось путем внедрения твердосплавного конического индентора со скоростью 1,0 мм/мин на испытательной машине ИМ-4А с максимальной нагрузкой на индентор 1000 Н. Для регистрации и преобразования АЭ сигналов в электрические применяли широкополосный датчик АЭ MSAE-L2 и усилитель MSAE-FA010 с общим усилением 80 dB и полосой пропускаемых частот  $60 \div 1000$  кГц. В

В обоих случаях была выявлена зависимость параметров АЭ от амплитуды УЗ колебаний. Общей закономерностью было уменьшение количества сигналов после УЗО по сравнению с исходным материалом и смещение спектров сигналов АЭ в низкочастотную область в местах максимального ультразвукового воздействия на металл.

1. Черняева Е.В., Мерсон Д.Л. О возможности использования спектрального анализа акустической эмиссии для решения задач неразрушающего контроля / в кн. II Международная научная конф. «Инновационная деятельность предприятий по исследованию, обработке и получению современных материалов и сплавов. – М.: Машиностроение, 2012. – Т.2. – С. 84-97

## «АПЕРИОДИЧЕСКАЯ» ПЕРИОДИЧЕСКАЯ ТАБЛИЦА ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ

Дегтярева В. Ф.

*Институт Физики Твердого Тела РАН, Черноголовка, Россия,  
[degtyar@issp.ac.ru](mailto:degtyar@issp.ac.ru)*

Периодическое строение кристаллов, связанное с трансляционным дальним порядком нарушается в соединениях с композитными и модулированными структурами. Открытие квазикристаллов в бинарном сплаве AlMn показало возможность существования оси симметрии 5-го порядка, несовместимой с трансляционным дальним порядком, и привело к обнаружению нового семейства аперриодических структур в двух- и трехкомпонентных сплавах.

Особый интерес представляет образование несоизмеримых – аперриодических – структур в однокомпонентной системе – в элементе. Несоразмерная структура host-guest была обнаружена в 1999 г. в бариит при высоком давлении (выше 12 ГПа). Это положило начало открытию других аперриодических структур в элементах [1,2]. Структуры типа host-guest в Ba, Sr, Bi, Sb и As имеют два типа подрешетки с разными периодами вдоль оси *c*, отношение которых несоизмеримо. Подобные структуры с другим типом подрешетки host найдены под давлением для щелочных металлов (Na, K и Rb).

Другой тип аперриодичности установлен для модулированных структур в сжатых элементах V – VII групп (йод, фосфор, теллур, селен, сера). Для этих элементов при высоком давлении (при переходе в металлическое состояние) образуются структуры с базовыми ячейками, в которых атомы имеют сдвиг в положении, описываемой модулированной волной. Длина волны модуляции несоизмерима с периодом базовой ячейки. Рассматривается роль электронного энергетического вклада для образования в элементах аперриодических структур [3,4].

### Список литературы

1. M.I. McMahon and R.J. Nelmes, High-pressure structures and phase transformations in elemental metals, *Chem. Soc. Rev.* 35, 943–963 (2006).
2. O. Degtyareva, Crystal structure of simple metals at high pressures, *High Press. Res.* 30, 343–371 (2010).
3. В.Ф. Дегтярева, Простые металлы при высоком давлении. Модель взаимодействия сферы Ферми и зоны Бриллюэна, *УФН* 174 (4), 383-402 (2006).
4. V.F. Degtyareva, Electronic origin of the incommensurate modulation in the structure of phosphorus IV, *J. Phys.: Conf. Ser.* 226, 012019 (2010).

## СТРУКТУРНЫЕ ДЕФЕКТЫ В ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛАХ МОНОТЕЛЛУРИДА ГАЛЛИЯ, ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ РАСПЛАВА

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

*ФГБУН Институт физики твердого тела Российской Академии Наук,  
г. Черноголовка, Россия  
[borisenk@issp.ac.ru](mailto:borisenk@issp.ac.ru)*

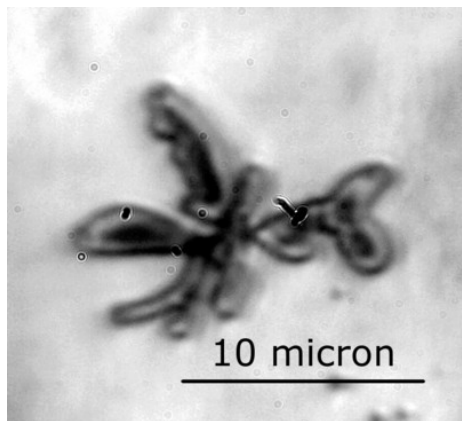
Монотеллурид галлия является перспективным полупроводниковым материалом для использования в нелинейной оптике и в детекторах ионизирующих излучений.

По данным [1, 2], выращенные из расплава слитки GaTe представляли собой поликристаллы моноклинной сингонии. Были исследованы их электрические [1] и механические [2] характеристики.

Данная работа посвящена изучению структуры GaTe и дефектов в кристаллах, полученных вертикальной зонной плавкой. Выращивание проводили из предварительно синтезированного из высокочистых компонентов материала, в графитовом тигле, под давлением аргона 80-100 атм, при температуре  $T = 1000$  °С, со скоростью движения зоны 10 мм/ч.

По данным локального рентгеноспектрального анализа, проведенного на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA с МРА приставкой, химический состав кристалла соответствует GaTe с соотношением компонентов 1:1 в атомных процентах при ошибке измерений 1%.

Съемка лауэграмм с плоскости скола (0001) указывает на гексагональную структуру GaTe, являющегося монокристаллом, имеющим субграницы с разориентацией  $\sim 3^\circ$ . При измельчении материала в порошок происходит фазовое превращение в моноклинную фазу (33-571 JCPDS).



Травление в растворе  $\text{CH}_3\text{OH} + \text{Br}_2$  с последующей промывкой в метиловом спирте выявило дислокационные ямки. Их параллельные ряды на плоскости  $(\bar{1}100)$  лежат преимущественно в направлении  $[0001]$ . На плоскости базиса ямок травления не обнаружено при травлении в этом и других растворах, применяемых для выявления дефектов в подобных соединениях. Это позволило предположить, что в кристалле происходит скольжение полных дислокаций в плоскости базиса с вектором Бюргера  $b = 1/3 \langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ . Их плотность  $\rho \approx 2 \cdot 10^5 \text{ cm}^{-2}$ . Помимо этих структурных дефектов, в плоскости базиса были выявлены одиночные дендритные образования микронных размеров (см. фото).

Измеренная микротвердость по Виккерсу составляет  $H = 37.17$  МПа, что показывает хорошее соответствие данным для поликристаллов GaTe [2].

1. K. C. Mandal, T. Hayes, P. G. Muzykov, R. Krishna, S. Das, T. Sudarshan, S. Ma, Proc. of SPIE, Eds. A. Burger, L.A. Franks, R.B. James, v. 7805, p. 78050Q (2010).
2. P. M. Reshmi, A. G. Kunjomans, K. A. Chandrasekharan, M. Meena, C. K. Mahadevan, International Journal of Soft Computing and Engineering, v. 1 (5), p. 228 (2011).

**МЕХАНИЗМЫ «НЕ-АРРЕНИУСОВСКОГО ГОРЕНИЯ» И «БЕЗГАЗОВОЙ  
ДЕТОНАЦИИ» В ХИМИИ И ФИЗИКЕ ТВЕРДОГО ТЕЛА  
(ПРИРОДА БЫСТРЫХ КОСМО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ВБЛИЗИ 0 К,  
МЕХАНИЗМЫ ВЗРЫВОПОДОБНЫХ РАСПАДОВ МЕТАСТАБИЛЬНЫХ ФАЗ В  
ФИЗИКЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВ И МЕТАЛЛОВ, УСЛОВИЯ  
ВОЗНИКНОВЕНИЯ И ДИНАМИКА РАЗВИТИЯ ГЕОТЕКТОНИЧЕСКИХ  
ЯВЛЕНИЙ – ЗЕМЛЕТРЯСЕНИЙ)**

**Барелко В.В. \*, Кирюхин Д.П. \*, Кичигина Г.А. \*, Баркалов И.П. \*, Пумир А. \*\***

*\*Институт проблем химической физики Российской академии наук,  
Черноголовка РФ  
[barelko@icp.ac.ru](mailto:barelko@icp.ac.ru)*

*\*\* Ecole Normale Supérieure de Lyon, Lyon, France  
[alain.pumir@ens-lyon.fr](mailto:alain.pumir@ens-lyon.fr)*

На основе концепции, феноменологически близкой к представлениям физики горения, взрыва и детонации, построена теория автоволновых, взрывоподобных механизмов твердотельных химических и фазовых превращений. Развитая концепция позволила сформулировать принципиально новые подходы к описанию ряда, казалось бы, далеких друг от друга областей химии и физики твердого тела: 1 – введены не-Аррениусовские представления к описанию аномально быстрых химических превращений в космических условиях вблизи 0 К (новые законы, объясняющие механизмы быстропротекающей химической эволюции вещества в холодной Вселенной); 2 - созданная теоретическая база положена в основу описания катастрофической динамики распада метастабильных фаз в физике твердого тела (явления «взрывной кристаллизации» аморфных состояний в полупроводниках и металлах, мартенситные превращения и др.); 3 – теория бегущих волн самопроизвольного распада метастабильных состояний вещества в земной коре введена в геофизику для объяснения природы и описания динамических особенностей геотектонических явлений и землетрясений; 4 – созданная теоретическая основа рассмотрена в качестве нового подхода для раскрытия механизмов чувствительности кристаллических ВВ к трению и удару.

1. V. V. Barelko, I. M. Barkalov, V. I. Goldanskii, D. P. Kiryukhin, A. M. Zanin, *Advances in Chemical Physics*, 1988, **74**, 339
2. Д. П. Кирюхин, В. В. Барелко, И. М. Баркалов, *Химия высоких энергий*, 1999, **33**, 165 [*High Energy Chemistry*, 1999, **33**, 133]
3. Д. П. Кирюхин, И. М. Баркалов, *Успехи химии*, 2003, **72**, 245. [*Russ. Chem. Rev.*, 2003, **72**, 217].
4. Pumir, V. Barelko, *European Physical Journal*, 2001, **22**, 71
5. Pumir and V. Barelko, *European Physical Journal B*, 1999, **10**, 379
6. Pumir and V. Barelko, *European Physical Journal B*, 2000, **16**, 137
7. V. Barelko, D. Kiryukhin, I. Barkalov, G. Kichigina, A. Pumir *Natural Science*, 2010, V.2, No 12, P.1356-1359
8. В. В. Барелко, Д. П. Кирюхин, И. М. Баркалов, Г. А. Кичигина, А. Пумир *Известия Академии Наук (серия химическая)*, 2011, №7, с.1262-1266

## ОПТИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ МЕДНЫХ ЗЕРКАЛ МОЩНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ТЕА СО<sub>2</sub> - ЛАЗЕРОВ

Рогалин В.Е.

ФГУП «НПО Астрофизика», Москва, Россия, [v-rogalin@mail.ru](mailto:v-rogalin@mail.ru)

Реально в мощных импульсных ТЕА СО<sub>2</sub>-лазерах используются, как правило, зеркала из меди или её сплавов без покрытий с  $R = 98 \div 99\%$ . Исследована работа «глухого» резонаторного зеркала, контактирующего с активной средой [1].

Экспериментально исследовано нелинейное отражение мощного импульса излучения 10,6 мкм от медного зеркала при предельно возможных лучевых нагрузках. Они проводилось на образцах  $\varnothing 30\text{--}50$  мм [2]. Изучено изменение доли отраженного от поверхности лазерного излучения в зависимости от средней плотности энергии  $E_n$  и формы лазерного импульса. Для этого на поверхность образца воздействовал импульс длительностью  $\sim 2$  мкс. Размеры облученной зоны – 1,5 см<sup>2</sup>. Импульс генерации сравнивался с отражённым приёмниками на фотонном увлечении дырок в Ge.

Методом дифракционной электронной микроскопии исследована структура образцов сплава медь — хром размером 50x10x0,1 мм<sup>3</sup> на глубине 50 мкм от поверхности после облучения импульсом при плотности мощности 10<sup>7</sup> Вт/см<sup>2</sup> [3]. Как под пятном облучения (1 см<sup>2</sup>) – в центре образца, так и на заметном удалении от него, происходит миграция большеугловых границ зерен, формирование блочной структуры, что характерно для высокотемпературной деформации, а также «растворение» частиц хрома в матрице, что возможно лишь при аномальном увеличении коэффициента диффузии (на несколько порядков!). Обнаруженный эффект объясняется передачей энергии лазерного импульса в упруго-пластическую волну.

Предложена модель возникновения тепловой неустойчивости в тонкой слабо поглощающей пленке конечного размера, с высокой температурой кипения и такой толщиной, что она существенно снижает отражение света от системы «пленка — металл» и вызывает оптический пробой на поверхности металла [4].

Показано, что в процессе эксплуатации зеркала возможно создание условий лазерной очистки. Исследовано влияние длительной эксплуатации медных зеркал импульсного СО<sub>2</sub> – лазера на коэффициент отражения. Показана возможность восстановления оптических параметров зеркал после эксплуатации в химически активной среде газового разряда специальной химической обработкой [5]. Показано, что сочетание лазерной очистки с химической обработкой приводит к некоторому росту коэффициента отражения.

1. Аполлонов В.В., Васильковский Ю.М., Жаворонков М.И., Прохоров А.М., Ровинский Р.Е., Рогалин В.Е., Устинов Н.Д., Фирсов К.Н., Ценина И.С., Ямщиков В.А. Мощный электроразрядный СО<sub>2</sub>-лазер с добавками в смесь легкоионизируемых веществ. Квант. Эл., 1985, Т. 12, № 1, с. 5-9.
2. Бабаева Н.А., Багдасаров З.Е., Ровинский Р.Е., Рогалин В.Е., Ценина И.С. Нелинейные процессы при отражении импульса излучения 10,6 мкм от поверхности металла. Тезисы докл. VI Всес. конф. по нерезонансному взаимодействию оптического излучения с веществом. Вильнюс, 1984, с. 302-303.
3. Ровинский Р.Е., Рогалин В.Е., Розенберг В.М., Теплицкий М.Д. Изменение структуры сплава медь-хром, облученного импульсом СО<sub>2</sub>-лазера, ФХОМ, 1980, №3, с. 7-11.
4. Макшанцев Б.И., Ровинский Р.Е., Рогалин В.Е. Влияние диэлектрических образований на поверхности металла на оптический пробой. Квант. Эл., 1985, 12, №1, 22-28.
5. Дробот А.Д., Ильин М.К., Овнанян Р.М., Рогалин В.Е., Филин С.А., Ямпольский В.И. «Деградация и восстановление медных зеркал импульсного СО<sub>2</sub>-лазера» Электронная техника, сер. Лаз. техн. и оптоэлектрон., 1990, вып.2(54), с. 49-51.

# ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ НА РАЗВИТИЕ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Кретинина И.В.

*Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета, г. Томск, Россия,  
[kireeva@spti.tsu.ru](mailto:kireeva@spti.tsu.ru)*

На монокристаллах ферромагнитного сплава  $\text{Co}_{49}\text{Ni}_{21}\text{Ga}_{30}$  (ат.%) исследовано влияние низкотемпературного старения при  $T = 623\text{K}$  и времени  $t = 1-3$  часа на температуры  $B2-L1_0$  мартенситного превращения (МП), тонкую структуру кристаллов  $L1_0$  – мартенсита и сверхэластичное поведение кристаллов при деформации сжатием в зависимости от ориентации оси кристалла в широком температурном интервале  $T = 300-623\text{K}$ .

Экспериментально установлено, что низкотемпературное старение при  $T = 623\text{K}$  и времени  $t = 1-3$  часа приводит к выделению наноразмерных частиц  $\gamma'$ -фазы с  $L1_2$  структурой. Размер и форма наночастиц  $\gamma'$ -фазы зависят от времени старения: при  $t = 1$  час образуются сферические частицы диаметром 3–5 нм, а при  $t = 3$  часа – неравноосные частицы длиной 10–25 нм и шириной 5–8 нм. Показано, что выделение дисперсных наноразмерных частиц  $\gamma'$ -фазы приводит к понижению температуры начала МП  $M_s$  и к увеличению величины термического гистерезиса по сравнению с однофазным состоянием в 4–5 раза. Это связано с увеличением сопротивления движению межфазных границ со стороны частиц и с ростом запасенной упругой энергии при МП.

Электронно-микроскопическими исследованиями при in-situ охлаждении/нагреве в колонне микроскопа показано, что тонкая двойниковая структура  $L1_0$  – мартенсита охлаждения зависит от формы и размера частиц. В случае сферических частиц толщина двойников равна 15–20 нм, и оказывается в 10 раз меньше, чем в закаленных кристаллах, но при этом превышает диаметр частиц  $d = 3-5$  нм;  $t > d$ . При охлаждении частицы включаются в  $L1_0$  – мартенсит, испытывая только упругую деформацию и не испытывая МП. При выделении неравноосных частиц мартенсит не может включать их в себя при охлаждении, частицы оказывают сопротивление для его движения и мартенсит растет между частицами. В результате происходит значительное уменьшение толщины двойников  $t$ , которая оказывается меньше размера частиц  $l$ ,  $t < l$  и двойники становятся нанодвойниками.

На монокристаллах [001] и [123] при деформации сжатием обнаружена сверхэластичность (СЭ) как в однофазном состоянии без частиц, так и с наноразмерными частицами  $\gamma'$ -фазы при  $T = 300-623\text{K}$ . В однофазном состоянии температурный интервал СЭ  $\Delta T_{SE}$  зависит от ориентации кристаллов: в [001] кристаллах  $\Delta T_{SE} = 323\text{K}$ , а [123] –  $\Delta T_{SE} = 173\text{K}$ . При выделении наноразмерных частиц  $\gamma'$ -фазы температурный интервал СЭ  $\Delta T_{SE}$  в состаренных кристаллах не зависит от ориентации кристаллов и в обеих ориентациях СЭ наблюдается при  $T > 623\text{K}$ , а  $\Delta T_{SE}$  превышает 323К. Это связано с упрочнением дисперсными наноразмерными частицами  $\gamma'$ -фазы высокотемпературной B2-фазы. Следовательно, выделение наноразмерных частиц  $\gamma'$ - фазы приводит к появлению условий для реализации высокотемпературной СЭ, а именно, сочетание высокого уровня прочностных свойств высокотемпературной фазы с низкими значениями сил трения для движения межфазной границы «аустенит-мартенсит».

*Работа выполнена при финансовой поддержке ФЦП госконтракта № 16.740.11.0462 и гранта РФФИ № 10-03-00154\_a*



# ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ $\gamma'$ - ФАЗЫ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНТЕРВАЛ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeNiCoAlTa

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Кретинина И.В., Куц О.А.

Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета, г. Томск, Россия,  
[kireeva@spti.tsu.ru](mailto:kireeva@spti.tsu.ru)

На монокристаллах [001] ферромагнитного сплава Fe–28%Ni–17%Co–11.5%Al–2.5%Ta (ат.%) исследовано влияние дисперсных частиц  $\gamma'$ - фазы при старении при  $T = 973$  К течение времени  $t = 1–7$  часов на температуры  $\gamma-\alpha'$  мартенситного превращения (МП) и на развитие термоупругих мартенситных превращений под нагрузкой из высокотемпературной  $\gamma$ -фазы в тетрагональный  $\alpha'$ - мартенсит при деформации растяжением.

Экспериментально по температурной зависимости электросопротивления  $\rho(T)$  установлено, что при старении сплава Fe–28%Ni–17%Co–11.5%Al–2.5%Ta при  $T = 973$  К, 1 ч и 3 ч температуры  $\gamma-\alpha'$  МП в интервале  $T = 77–423$  К лежат ниже температуры жидкого азота. При старении при  $T = 973$  К, 7 ч на кривой зависимости  $\rho(T)$  обнаруживается  $\gamma-\alpha'$  МП, которое характеризуется узким термическим гистерезисом  $\Gamma_1 = A_f - M_s = 20$  К ( $M_s = 160$  К,  $A_f = 180$  К, соответственно, температуры начала прямого при охлаждении МП и конца обратного МП при нагреве). *In-situ* наблюдения поверхности кристаллов методом оптической микроскопии, состаренных при  $T = 973$  К, 7 ч, показывают, что  $\gamma-\alpha'$  МП оказывается термоупругим.  $\alpha'$ - мартенсит, который появляется на поверхности кристалла, полностью исчезает при его нагреве. Электронномикроскопические исследования показали, что выделение частиц  $\gamma'$ - фазы размером  $d \leq 5$  нм приводит к развитию термоупругих обратимых  $\gamma-\alpha'$  МП.

Исследования сверхэластичного поведения кристаллов [001] показали, что при данных термических обработках они проявляют сверхэластичность (СЭ), температурный интервал которой зависит от времени старения. При старении при  $T = 973$  К, 1 ч температурный интервал СЭ  $\Delta T_{СЭ} = 138$  К, наименьшая температура, при которой можно было получить СЭ  $T_1 = 77$  К, а максимальная температура, при которой имеет место полная обратимость деформации  $T_2 = 215$  К; при старении при  $T = 973$  К, 3 ч СЭ наблюдается от  $T_1 = 77$  К до  $T_2 = 300$  К и  $\Delta T_{СЭ} = 223$  К и, наконец, при старении при  $T = 973$  К, 7 ч СЭ наблюдается от  $T_1 = A_f = 180$  К до  $T_2 = 323$  К и  $\Delta T_{СЭ} = 143$  К. Максимальная величина СЭ  $\varepsilon_{СЭ}$ , полученная в экспериментах по циклированию, равна 6.8% и оказалась близкой к деформации решетки для  $\gamma-\alpha'$ -МП  $\varepsilon_0 = 8.7\%$ . Установлено, что величина механического гистерезиса  $\Delta\sigma$ , зависит от времени старения и слабо зависит от температуры испытания. Минимальная величина  $\Delta\sigma = 50$  МПа наблюдается в [001] кристаллах состаренных в течение 1 ч и возрастает в 2 – 2.5 раза при времени старения  $t = 7$  ч. Величина  $\Delta\sigma$ , обнаруженная в [001] кристаллах, при всех временах старения оказывается в 4.5–10 раз меньше величины  $\Delta\sigma = 550$  МПа, полученной для поликристаллов данного сплава с размером зерна  $d < 400$  мкм и острой текстурой  $\langle 100 \rangle \{035\}$ . Физическая причина зависимости  $\Delta T_{SE}$  и  $\Delta\sigma$  при температуре старения  $T = 973$  К от времени старения связана с зависимостью напряжений  $\sigma_{кр}$ , необходимых для начала  $\gamma-\alpha'$  МП под нагрузкой и зависимостью прочностных свойств высокотемпературной фазы от размера и объемной доли дисперсных частиц  $\gamma'$ -фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 12-03-00098\_a

# ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА $\gamma$ - $\varepsilon$ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И ДВОЙНИКОВАНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С НИЗКОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Тверсков А.В.

Сибирский физико-технический институт Томского государственного университета, г. Томск, Россия,  
[kireeva@spti.tsu.ru](mailto:kireeva@spti.tsu.ru)

На монокристаллах [110], [123] аустенитной нержавеющей стали Fe–18%Cr–12%Ni–2%Mo (мас.%) с низкой энергией дефекта упаковки  $\gamma_{\text{дв}} = 0.025$  Дж/м<sup>2</sup> методами электронной микроскопии и рентгеновского анализа исследовано влияние водорода на развитие  $\gamma$ - $\varepsilon$  мартенситного превращения (МП) и двойникования при деформации растяжением в зависимости от дефектности структуры и температуры испытания. Дефектная структура кристаллов, содержащая начальную долю двойников и  $\varepsilon$ - мартенсита, создавалась путем предварительной низкотемпературной деформации до 20–23% при  $T = 77$ К. Насыщение водородом проводили электролитическим методом в 1 мольном растворе серной кислоты при плотности тока  $j = 50$  мА/см<sup>2</sup> в течение времени  $t = 2$  часа при комнатной температуре.

Экспериментально установлено, что в состоянии без водорода при  $T = 77$ –300 К механизм деформации при растяжении зависит от ориентации кристалла. Так, при  $T = 77$ К монокристаллы, ориентированные вдоль [011] направления, с самого начала пластического течения деформируются двойникованием до  $\varepsilon = 20\%$ . При  $\varepsilon > 20\%$  одновременно с двойникованием развивается  $\varepsilon$ - мартенсит и в местах пересечения двойников и  $\varepsilon$ - мартенсита наблюдается  $\alpha'$ - мартенсит. При  $T = 300$  К деформация в [011] кристаллах протекает скольжением. В [123] кристаллах в отличие от [011] кристаллов при  $T = 77$  К с самого начала пластическая деформация идет скольжением до 8% и при  $\varepsilon > 8\%$  развивается  $\gamma$ - $\varepsilon$ - $\alpha'$  МП, а при  $T = 300$ К в данных кристаллах деформация протекает скольжением.

При  $T = 300$ К в состоянии без водорода в [011] и [123] кристаллах после предварительной низкотемпературной деформации до  $\varepsilon = 23\%$  при  $T = 77$ К с самого начала развивается  $\gamma$ - $\varepsilon$ - $\alpha'$  МП.

После насыщения водородом предварительно деформированных кристаллов ([011] до деформации  $\varepsilon = 23\%$  и [123] до  $\varepsilon = 20\%$ ) при  $T = 77$ К и последующей деформации  $\varepsilon = 5\%$  при  $T = 300$ К установлено, что [011] кристаллы продолжают деформироваться двойникованием, а в [123] кристаллах развивается  $\gamma$ - $\varepsilon$ - МП. Объемная доля двойников и  $\varepsilon$ - мартенсита превышает их исходную долю, полученную в результате предварительной низкотемпературной деформации при  $T = 77$ К. Физическая причина приводящая к развитию двойникования и  $\varepsilon$ -мартенсита при  $T = 300$ К после предварительной низкотемпературной деформации при  $T = 77$  К связана с уменьшением энергии дефекта упаковки при насыщении водородом.

Установлено, что в кристаллах не содержащих дефектов  $\gamma$ - $\varepsilon$  МП развивается при  $T = 300$  К при больших временах насыщения водородом  $t \geq 10$  часов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта CRDF RUE1-2983-TO-10*

## СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОПЛЕНОК ЦИРКОНИЯ

Трубицын В.Ю., Долгушева Е.Б.

*Физико-технический институт УрО РАН, Ижевск, Россия.*  
[tvty@fti.udm.ru](mailto:tvty@fti.udm.ru)

Методом молекулярной динамики с многочастичным потенциалом межатомного взаимодействия проведено исследование влияния толщины пленки ( $2\text{nm} < d < 13\text{ nm}$ ) и температуры на структурные фазовые превращения нанопленок циркония с различной кристаллографической ориентацией свободной поверхности ((001), (110), (111)).

В пленках ОЦК(001) циркония обнаружена граничная толщина равная 6.1 nm, на которой изменяются механизм и последовательность структурных превращений, определены температурные и размерные интервалы, где реализуется стабильная ГЦК фаза, не наблюдаемая в обычном, массивном состоянии. Предложена причина появления орторомбической  $\alpha''$ -фазы в сплавах циркония с малой концентрацией второго элемента.

В результате расчетов получено, что нанопленки ОЦК(001) циркония толщиной 2–6.1 nm в интервале температур от 1500K до 500K структурно неустойчивы. В них происходит фазовый переход в ГПУ структуру через промежуточную метастабильную ГЦТ фазу (ОЦК(001)–ОЦТ(001)–ГЦТ–ОЦТ(110)–Гексагональная структура). Конечная фаза зависит от четности числа ячеек  $n_{\{x,y\}}$  в базовом кристаллите вдоль осей  $x$ ,  $y$ , по которым заданы циклические граничные условия: при нечетных значениях  $n_{\{x,y\}} < 20$  в результате структурного перехода образуется орторомбическая  $\alpha''$ -фаза, а при любых четных  $n_{\{x,y\}}$  –  $\alpha$ -фаза с правильной ГПУ решеткой. Возникновение  $\alpha''$ -фазы связано с отсутствием необходимых для завершения ОЦТ–ГПУ перехода колебаний с волновыми векторами, расположенными вблизи точки  $N$  ( $\mathbf{k} = 1/2[110]$ ) зоны Бриллюэна ОЦТ решетки. При температурах инициализации пленок 500 K и ниже наблюдается ОЦК - ГЦТ превращение и ГЦТ фаза остается стабильной.

Толстые пленки ОЦК (001) ( $d > 6.1\text{ nm}$ ) в интервале температур 900–1400 K остаются стабильными. В них, между  $\beta$  и  $\alpha$ -фазой, образующейся при низких температурах, имеется область смешанного состояния с одновременным присутствием  $\gamma$  и  $\alpha$ -фаз. Доля  $\gamma$ - и  $\alpha$ -фаз плавно меняется с изменением толщины пленки. Так при толщине 6.1 – 8.2 nm преобладает  $\gamma$ -фаза. Начиная с 8.2nm доля  $\alpha$ -фазы становится больше, а при толщине пленки более 11.5nm  $\gamma$ -фаза вообще не образуется. В отличие от хорошо известного мартенситного  $\beta \rightarrow \alpha$  перехода в этой области реализуется совершенно другой механизм возникновения  $\alpha$ -фазы. Она образуется на границе сдвига двойниковых полос  $\gamma$ -фазы. С ростом толщины пленки число двойников растет, что приводит к увеличению числа границ, и, следовательно, увеличению доли  $\alpha$ -фазы.

Используя многочастичный межатомный потенциал, рассчитаны параметры решетки, коэффициенты линейного расширения, объемные модули, модули упругости, плотность колебательных состояний нанопленок ОЦК и ГЦК циркония.

*Работа выполнена при поддержке Российского фонда фундаментальных исследований Грант № 10-02-96034-р-урал-а, грантов Президиума РАН № 09-Т-2-2001 и УрО РАН № 12-У-2-1023.*

## ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА ДЕМПФИРУЮЩИХ Fe-Al СПЛАВОВ ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА

Чудаков И. Б., Александрова Н. М., Макушев С. Ю., Полякова Н. А.

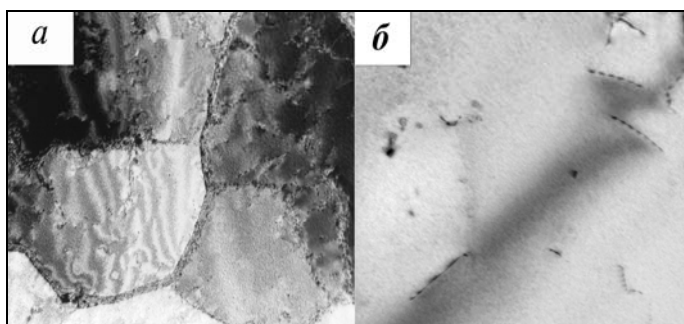
ЦНИИчермет им.И.П.Бардина, Москва, Россия,

[i-chudakov@narod.ru](mailto:i-chudakov@narod.ru)

Одним из эффективных способов борьбы с шумами и вибрациями в технике является использование в промышленных изделиях сплавов высокого демпфирования (СВД). Сплавы на основе системы Fe–Al отличаются от других СВД своей низкой себестоимостью, что позволяет рассматривать Fe–Al сплавы как перспективные высокодемпфирующие сплавы массового назначения [1, 2].

В настоящей работе исследованы высокочистые бинарные и дополнительно легированные сплавы на основе системы Fe–Al с содержанием Al от 3,5 до 6,5 мас%. Технология получения материалов для исследования и методика исследований описаны в [3]. Наиболее подробно исследовались сплавы с  $C_{Al} = 6,0–6,5\%$ .

Сплавы исследовались в состояниях после горячей, холодной прокатки и после дополнительных отжигов в диапазоне температур от 400°C до 1050°C, производившихся с различным временем выдержки. Одновременно с исследованием структуры проводили анализ демпфирующих, магнитных и механических свойств Fe–Al сплавов. Дислокационную структуру после горячей прокатки можно охарактеризовать как неоднородную - на рис. 1а видна явно выраженная субзеренная структура с высокой плотностью дислокаций по границам субзерен, что свидетельствует о существенных градиентах внутренних напряжений в горячекатаном сплаве. Границы субзерен с высокой плотностью дислокаций являются препятствием для движения магнитных доменных стенок и служат источником сильного локального пиннинга границ магнитных доменов. После отжига при высокой температуре ( $T \sim 1000^\circ\text{C}$ ) в сплавах реализуется принципиально иной тип микроструктуры с низкой плотностью дислокаций (рис. 1б). При этом распределение дислокаций носит однородный характер, указывая на невысокий уровень градиентов внутренних напряжений в структуре, что благоприятно влияет на уровень магнитомеханического затухания в сплавах.



**Рис.1.** Электронно-микроскопическое изображение структуры сплава Fe–5,5%Al после горячей прокатки при  $T = 1200^\circ\text{C}$  с обжатием  $E = 50\%$  (а) и сплава Fe–5,65%Al после прокатки и отжига при  $T = 1000^\circ\text{C}$  в течение 60 минут (б).  
Увеличение :  $\times 30000$  (а) ;  $\times 20000$  (б)

Исследования показали, что дислокационная структура и свойства сплавов сильно зависят от степени деформации и температуры дополнительной обработки. При этом наиболее интересные результаты зафиксированы после отжигов в промежуточном диапазоне температур (при  $600^\circ\text{C} < T < 900^\circ\text{C}$ ).

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (проект РФФИ № 11-08-01113а).*

1. Удовенко В.А. и др., Сталь. 1999. № 11. с. 80-83
2. Чудаков И.Б. и др., МиТОМ, 2012, №5 (683), с.33-37.
3. Чудаков И.Б. и др., Проблемы черной металлургии и материаловедения, 2011 №4, с.51-57

## ЛИМИТИРУЮЩИЕ СТАДИИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМАХ.

Стрелецкий А.Н., Бутягин П.Ю.

*ИХФ РАН, Москва, Россия*

[str@center.chph.ras.ru](mailto:str@center.chph.ras.ru)

На основании оригинальных и литературных данных проанализированы кинетические закономерности механохимического синтеза (или образования твердых растворов) в простейших двухкомпонентных системах  $Me_1/Me_2$  ( $Me_1 = Ni, Fe, Al$ ;  $Me_2 = Fe, Cr, Nb, Ta, W, Sn, Ti, Zr, Mo, Ni, Co$ ) и  $Me/C$  ( $Me = Ti, Nb, Al, Si, Ni, Co$ ). Анализ проводили в терминах энергетического подхода, согласно которому степень механической активации определяется величиной дозы  $D$  подведенной механической энергии. При анализе учитывали влияние механических свойств компонентов, размеров атомов и энтальпии смешения. Первичной стадией механохимического синтеза является создание поверхности контакта компонентов или интерфейсной границы с распределенным вторым компонентом между областями кристалличности матрицы. На втором этапе происходит формирование продуктов реакции либо на поверхности контакта (или в интерфейсной области), либо путем проникновения атомов «гостя» в объем матрицы. В результате анализа кинетических данных удалось выделить 5 типов реакции механического синтеза, лимитирующими стадиями которых являются создание поверхности контакта компонентов, создание интерфейсной границы, проникновение атомов в объем материала, формирование продукта в интерфейсе, а также взрывные механохимические реакции. Каждый тип реакции характеризуется особенностями кинетических кривых расходования компонентов и образования продукта реакции. При небольших энтальпиях смешения существенную роль играют механические свойства компонентов – чем ниже предел текучести, тем быстрее протекает синтез. При энтальпиях смешения выше 40–50 кДж/моль анализ кинетики реакций затрудняется микронеоднородностью по объему – в части материала процесс завершился, а в другой части находится на начальной стадии. При более высоких энтальпиях смешения (и при превышении адиабатической температуры точки плавления одного из компонентов) механохимический синтез можно провести во взрывном режиме.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ- 10-03-00942а*

# ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ CROFER 22 APU ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА ДЛЯ ТОКОВЫХ КОЛЛЕКТОРОВ ТВЕРДООКСИДНЫХ ТОПЛИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Деменова Н.В., Бредихин С.И.

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт физики твердого тела Российской академии наук, Черноголовка, Россия

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

Для развития технологии твердооксидных топливных элементов (ТОТЭ) необходимы материалы с достаточно высокой проводимостью и долговременной стабильностью свойств в условиях работы ТОТЭ. Целью настоящей работы было создание методики, которая позволит формировать внутренний барьерный слой для диффузии хрома к поверхности токового коллектора из нержавеющей хромистой стали, в условиях работы катодной камеры ТОТЭ (850°C на воздухе, постоянная токовая нагрузка 0,5 А/см<sup>2</sup>). Показано, что осаждение на сталь Crofer 22APU никелевого слоя с последующим вакуумным отжигом приводит к формированию вблизи поверхности уникальной микроструктуры.

По разработанной в ИФТТ РАН методике на поверхность стали Crofer 22 APU осаждали слой никеля, с последующим отжигом в вакууме при 900°C. Длительные испытания поведения контактного сопротивления перехода токовый коллектор с поверхностно-модифицированным слоем - LSM катод проводили по 5-контактной методике на воздухе при температуре 850°C и постоянной токовой нагрузке 0.5/см<sup>2</sup>. Для исследования микроструктуры и состава оксидных пленок на поверхности стали проводились электронно-микроскопический и рентгенофазный анализы. Результаты токовых испытаний образцов чистой стали и стали с покрытием приведены на рис.1. Исследования поперечного сечения токовый коллектор-катод проводились после 50,100,230, 700, 6000 и 22000 часов.

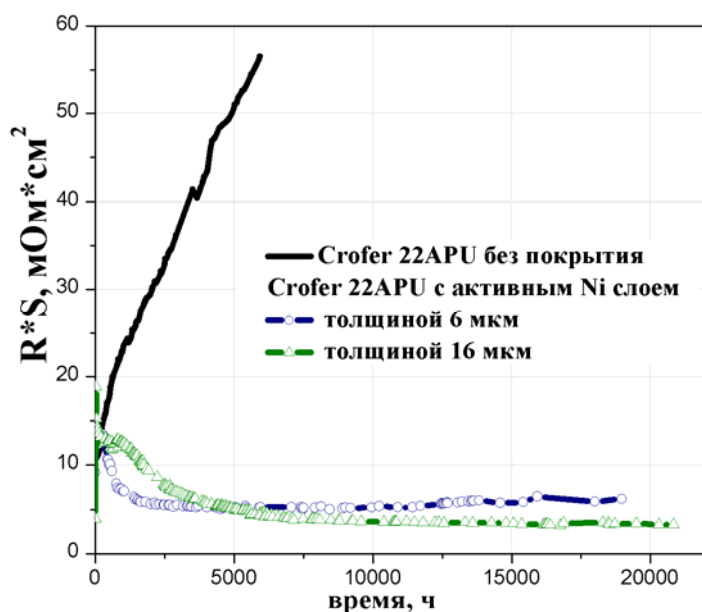


Рис.1. Поведение сопротивления перехода токовый коллектор-катод на воздухе при 850°C и нагрузке 0.5 А/см<sup>2</sup>.

Анализ концентрационных профилей поперечного сечения перехода ферритная нержавеющая сталь - никелевый слой после тестирования на воздухе показал, что имеет место взаимная диффузия Ni в сталь и Fe из стали к поверхности, на глубине 6–8 мкм от поверхности стали образуется слой в виде островков неправильной формы тол-

щиной 2–5 мкм, который состоит исключительно из  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  и толщина таких островков растет как функция времени. Формирование такого внутренне окисленного слоя Cr подавляет формирование резистивной пленки  $\text{Cr}_2\text{O}_3$  на поверхности токового коллектора, что предотвращает деградацию сопротивления перехода.

*Авторы выражают благодарность Российскому фонду фундаментальных исследований (проект РФФИ № 11-02-00731-а) за оказанную финансовую поддержку работы.*

## **ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕЖКРИТИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ НА СВОЙСТВА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ**

**Беликов С.В., Корниенко О.Ю., Сергеева К.И., Белоногова Н.В.**

*ФГАОУ ВПО «УрФУ», г. Екатеринбург, Россия,  
[kc985432@mail.ru](mailto:kc985432@mail.ru)*

Газонефтепроводные трубы во время эксплуатации работают в условиях, существенно отличающихся от работы других металлических конструкций. Большой объем производства труб нефтегазового сортамента вызывает необходимость при выборе состава сталей для этого назначения ориентироваться на дешевые и недефицитные легирующие элементы. Технология же изготовления металла для таких труб должна быть относительно простой.

В ряде исследований показана эффективность использования закалки из межкритического интервала с целью повышении ударной вязкости и снижения склонности стали к обратимой отпускной хрупкости.

Поэтому основной задачей исследования была оценка возможности повышения прочностных свойств совместно с вязкостными при применении закалки из межкритического интервала для стали 13ХФА.

В данной работе проводилось сравнение комплекса механических свойств, получаемого в стали 13ХФА после закалки из аустенитной области (930 °С) и высокого отпуска, с комплексом свойств после двойной закалки (вторая закалка из МКИ, 930 – 790 или 820 °С) и высокого отпуска.

Оказалось, что закалка из межкритического интервала не приводит к значительным изменениям значений временного сопротивления и ударной вязкости. Максимальное повышение ударной вязкости после двукратной закалки достигает 5 % при высоком отпуске в течение 50 мин. Меньшие выдержки дают значения ниже на 15 %, а при более длительных выдержках получаются менее стабильные результаты и понижение вязкости в среднем на 6 %. Временное сопротивление меняется аналогично пределу текучести, и падает на 8 % при двукратной закалке с 790 °С, тогда как при закалке с 820 °С близко к значениям, получаемым при однократной закалке.

Однако, применение двукратной закалки дает рост значений общего удлинения на 22 % при второй закалке с 820 °С и на 39 % при второй закалке с 790 °С в сравнении с однократной закалкой после высокого отпуска в течение 50 и 90 минут.

Таким образом целесообразно использование закалки из межкритического интервала с температур близких к значениям  $A_{c1}$  после закалки из однофазной области для стали 13ХФА с целью увеличения пластических свойств готовой продукции.

## ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АМц ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ

Петрова А. Н.<sup>1</sup>, Бродова И. Г.<sup>1</sup>, Ширинкина И. Г.<sup>1</sup>,  
Насонов П. А.<sup>2</sup>, Шорохов Е. В.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики металлов УрО РАН, Россия, г. Екатеринбург,*

<sup>2</sup> *РФЯЦ-ВНИИТФ, Россия, г. Снежинск*

[petrovanastya@yahoo.com](mailto:petrovanastya@yahoo.com)

В работе обсуждаются сравнительные экспериментальные данные по структурообразованию в промышленном алюминиевом сплаве АМц (химический состав: Al–1.5Mn–0.7Fe–0.6Si–0.05Cu–0.1Zn, массовая доля элементов, %), подверженному пластической деформации методом динамического канально-углового прессования (ДКУП) и кручению под высоким квазигидростатическим давлением в наковальнях Бриджмена (КГД). В методе ДКУП, основанном на схеме равно-канального углового прессования, за счет использования импульсных источников энергии, достигаются скорости деформации порядка  $10^4$ – $10^5$  с<sup>-1</sup>. Начальная скорость движения образца в каналах  $V$  составляла 80, 150 и 300 м/с, число проходов по маршруту  $B_c N$  варьировалось от 1 до 4. Деформацию методом КГД проводили при давлении  $P = 4$ –8 ГПа при комнатной и низкой температурах ( $T = 293, 80$  К). Число оборотов наковальни  $n$  изменялось от 0.5 до 15, что соответствовало истинной логарифмической деформации  $e \approx 3.9$ –6.9.

Установлено, что скорость движения образца оказывает сильное влияние на структурообразование в сплаве АМц при ДКУП. При малых скоростях ( $V = 80$  м/с) происходит формирование слабо разориентированных дислокационных структур, и основным механизмом структурообразования является фрагментация. С ростом скорости  $V$  и степени накопленной деформации ( $N = 4$ ) структурообразование осуществляется при конкуренции двух процессов: фрагментации и динамической рекристаллизации, которая приводит к частичной замене малоугловых границ на большеугловые неравновесные границы, уменьшению доли смешанной структуры и преобладанию структуры с большеугловыми границами. При  $V = 300$  м/с и  $N = 4$  основной объем образца занимает УМК структура, образованная большеугловыми границами, и основным механизмом релаксации внутренней энергии является динамический возврат и динамическая рекристаллизация.

При кручении при  $T = 297$  К основным механизмом формирования УМК структуры является низкотемпературная динамическая рекристаллизация, и только при очень больших деформациях ( $e > 6.4$ ) наблюдается переход к фрагментированной развитой дефектной структуре. В процессе КГД при  $T = 80$  К во всем исследованном интервале величин деформации, вследствие подавления диффузионных процессов, формирование нано- и УМК структуры осуществляется преимущественно механизмом фрагментации, а незначительный рост кристаллитов, наблюдаемый после самой большой деформации, может быть обусловлен явлениями постдеформационного возврата и рекристаллизации.

Электронно-микроскопические исследования выполнены в отделе электронной микроскопии ЦКП ИФМ УрО РАН «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов».

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Программы Президиума РАН (проект № 09-П-2-1017) и РФФИ (проект № 11-03-00047).*



## ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ НА КАРТИНЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ СТАЛИ 08Ю

Надежкин М. В.<sup>1</sup>, Косинов Д. А.<sup>2</sup>, Баранникова С. А.<sup>1</sup>, Зуев Л. Б.<sup>1</sup>, Громов В. Е.<sup>2</sup>

<sup>1</sup>Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, г. Томск, Россия

[bsa@ispms.tsc.ru](mailto:bsa@ispms.tsc.ru)

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

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

Выполнены исследования по влиянию концентраторов напряжений на картины локализации пластической деформации на разных стадиях кривых нагружения при одноосном растяжении для стали 08Ю. Испытания на растяжение были выполнены на плоских образцах в форме двойной лопатки с размерами рабочей 50×10×2 мм. Образцы растягивались на универсальной испытательной машине «Instron-1185» с постоянной скоростью перемещения подвижного захвата  $V_m = 0,5$  мм/мин. Для исследований макроскопической локализации пластического течения использовалась техника двухэкспозиционной спекл-фотографии.

Заметное отличие деформационных кривых в состоянии после горячей прокатки без концентраторов напряжений (1) и с концентраторами напряжений после травления для удаления окалины (2) вдоль прокатки состоит в сокращении продолжительности площадки текучести. Это свидетельствует о наклепе стали после травления, т.е. образующиеся полосчатые дефекты могут быть областями наклепа материала и являются концентраторами напряжений. В состоянии (1) площадка текучести (стадия I) вместе с зубом текучести имела протяженность до 3,7 % и была обусловлена зарождением и распространением по кристаллу полосы Людерса. Анализ распределений локальных деформаций показал, что пластическая деформация с самого начала нагружения распределена по образцу неоднородно, т.е., локализована в зонах макроскопического масштаба, вытянутых вдоль оси растяжения X. Распределения локальных удлинений на площадке текучести представляли собой 2 зоны локализованной деформации. На протяжении площадки текучести 2 фронта пластической деформации перемещались от подвижного захвата с постоянной скоростью  $V_I \sim 3,5 \cdot 10^{-5}$  м/с. На стадии параболического деформационного упрочнения картина локализации пластического течения имела вид стационарной системы очагов пластического течения по длине образца с характерным расстоянием между ними  $4,5 \pm 1$  мм. В состоянии (2) полосчатые дефекты располагались перпендикулярно направлению прокатки и оси растяжения. На кривой растяжения из-за наклепа материала площадка текучести отсутствовала и после предела текучести наблюдалась стадия линейного деформационного упрочнения (II) протяженностью до 1,5 % общей деформации. На этой стадии деформация локализована в нескольких зонах локализованной деформации, состоящей из 2–3 связанных очагов, движущихся от подвижного захвата с постоянной скоростью  $V_{II} \sim 6 \cdot 10^{-5}$  м/с. На стадии параболического деформационного упрочнения (III) картина локализации пластического течения имела вид стационарной системы очагов пластического течения, однако, в отличие от состояния (1), структура очагов локализации в состоянии (2) оказывается сложной.

*Работа выполнена по проекту в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 годы (ГК № 14.740.11.0037 от 01.09.2010).*

## ПРИЧИНЫ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОГО РЕСУРСА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ

Гришунин В. А.<sup>1</sup>, Коновалов С. В.<sup>1</sup>, Иванов Ю. Ф.<sup>2</sup>, Комиссарова И. А.<sup>1</sup>, Мартусевич Е. А.<sup>1</sup>, Громов В. Е.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия*

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

<sup>2</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия*

[yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)

Значительное увеличение интенсивности движения на железных дорогах выдвигает повышенные требования к рельсам, эксплуатирующихся в экстремальных условиях циклических нагрузок. Поскольку усталостное разрушение начинается преимущественно с поверхности, то упрочнение поверхностного слоя способно привести к повышению усталостных характеристик. Одним из перспективных методов целенаправленной модификации структурно-фазового состояния поверхностного слоя металлов и сплавов является электронно-пучковая обработка.

Целью работы является послойный анализ структуры и фазового состава рельсовой стали Э76Ф, подвергнутой многоциклового усталости до разрушения, и выявление причин повышения усталостного ресурса после поверхностной обработки высокоинтенсивными электронными пучками в различных режимах.

В качестве материала исследования была использована рельсовая сталь. Усталостные испытания проводились на установке для асимметричного консольного изгиба. В исходном состоянии они выдерживали  $\sim 2,1 \cdot 10^5$  циклов нагружения. Электронно-пучковая обработка при  $E_s = 10, 20$  Дж/см<sup>2</sup> увеличивала число циклов до разрушения в 1,6 и 2,5 раза.

Методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии выполнен послойный анализ структуры и фазового состава и проведены исследования поверхности разрушения рельсовой стали, подвергнутой усталостным испытаниям в исходном состоянии и после электронно-пучковой обработки. Показано, что концентраторы напряжений при этом режиме формируются на границе раздела зон высокоскоростной кристаллизации и термического влияния. Установлено, что электронно-пучковая обработка рельсовой стали приводит к формированию градиентного состояния, структура и фазовый состав которого закономерным образом изменяются в зависимости от расстояния до поверхности облучения.

Сравнивая результаты исследования структуры стали можно отметить, что порогообразование в стали, обработанной электронным пучком при плотности энергии пучка электронов 10 Дж/см<sup>2</sup>, протекает в слое, разделяющем поверхностный слой, упрочненный вследствие формирования мартенситной структуры, и основной объем стали с феррито-перлитной структурой. Граница раздела данных слоев проходит преимущественно по границе раздела зерен и поэтому является относительно плоской, предрасположенной к формированию мощных концентраторов напряжений, релаксация которых сопровождается растрескиванием упрочненного слоя. Возрастание усталостного ресурса при электронно-пучковой обработке связывается с формированием игольчатого или зубчатого профиля раздела, приводящим к диспергированию концентраторов напряжений.

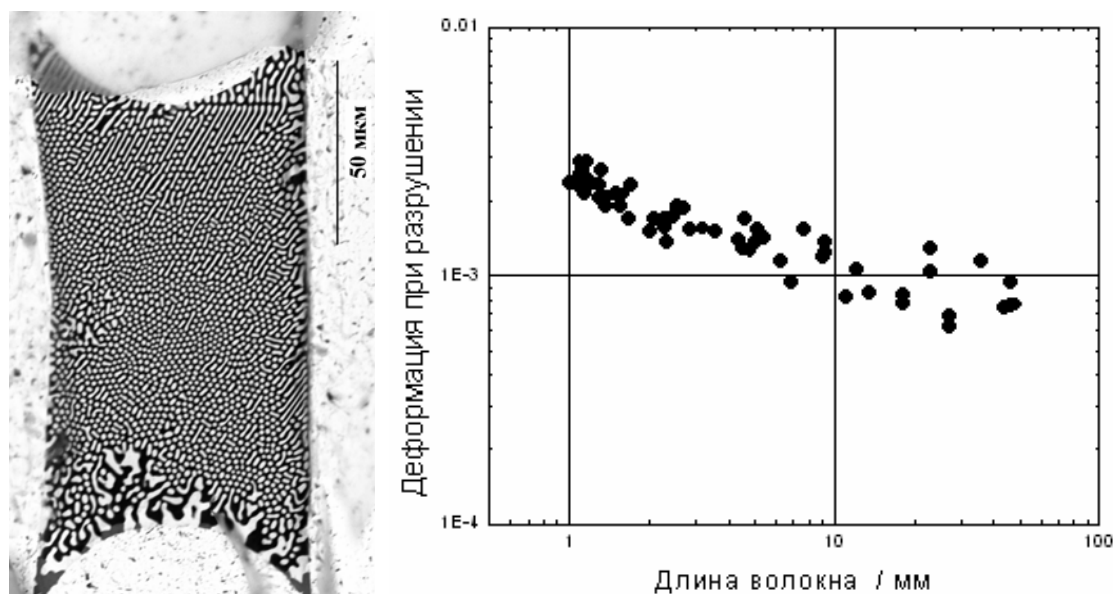
*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №12.740.11.0039).*

## АРМИРУЮЩИЕ ВОЛОКНА НА ОСНОВЕ СЛОЖНЫХ ОКСИДОВ ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ

Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т,  
Новохатская Н.И., Толстун А.Н.

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

Волокна на основе оксидов отличаются высокой жаростойкостью, жесткостью, прочностью, сопротивлением ползучести, а возможность изготовления волокон, содержащих комбинации различных оксидов, позволяет, кроме того, повысить их трещиностойкость и получать волокна с широким набором характеристик. Волокна изготавливались методом внутренней кристаллизации, более производительным, чем иные известные методы, и, следовательно, реально способным обеспечить волокнами композиты конструкционного применения, - метод, вкратце, заключается в том, что волокна кристаллизуются из расплава в специальных каналах молибденовой матрицы, которая затем может быть удалена. Получены волокна ряда эвтектических составов  $Al_2O_3 - ReAlO_3$ ,  $Al_2O_3 - Re_3Al_5O_{12}$ ,  $Al_2O_3 - Re_3Al_5O_{12} - ZrO_2$ , где Re – редкоземельный элемент, в частности, с использованием практически всех оксидов элементов группы лантаноидов, а также волокна муллита и другие. На рис. 1 в качестве примера приведена структура волокна одного из составов и результаты механических испытаний волокон на изгиб при комнатной температуре.



**Рис. 1.** Эвтектические волокна  $Al_2O_3 - AlGdO_3$ , – структура волокна в поперечном сечении и зависимость деформации при разрушении от длины партии волокон.

Выбор составов и вариации технологическими режимами позволяют получать волокна различных, в том числе, многоуровневых структур с заданными физико-механическими и химическими свойствами.

## ОРИЕНТАЦИОННАЯ И РАЗМЕРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ КОЛЕБАТЕЛЬНОГО СПЕКТРА ДИСЛОКАЦИОННОГО СЕГМЕНТА

Батаронов И.Л., Дежин В.В.

*Воронежский государственный технический университет, Воронеж, Россия*  
[vmfmm@mail.ru](mailto:vmfmm@mail.ru)

На основе полученных ранее результатов по вычислению обобщенной восприимчивости (функции линейного отклика) дислокационных осцилляторов авторы рассмотрели колебательный спектр дислокационного сегмента.

Были исследованы зависимости собственных частот колебаний дислокационного сегмента и коэффициентов затухания от угла между линией дислокации и вектором Бюргерса при различных длинах сегмента дислокации. Значения нормированных собственных частот  $\tilde{\omega}$  и нормированных коэффициентов затухания  $\tilde{\gamma}$  находились из решения секулярного уравнения  $\det \hat{B}(\tilde{\omega} - i\tilde{\gamma}) = 0$ , где  $\hat{B}$  – матрица обратных обобщенных восприимчивостей дислокационных осцилляторов.

При исследовании ориентационной зависимости замечено, что при некоторых значениях длины дислокационного сегмента наблюдаются резкие изменения значений частот. Это связано с трансформацией системы полюсов обобщенной восприимчивости дислокационных осцилляторов, как показано в докладе. Полюса, отвечающие определенным частотам колебаний, уходят, и этим частотам колебаний начинают соответствовать другие полюса. При смещении полюсов происходит резкий рост соответствующих коэффициентов затухания дислокационного сегмента. Из полученных рисунков, иллюстрирующих данный эффект, видно, что полюс, отвечающий пятой частоте, уходит вверх в область высокого затухания, за пятую частоту начинает отвечать седьмой полюс, а за седьмую частоту начинает отвечать девятый полюс. Авторы объясняют обнаруженный эффект с точки зрения минимума энергии соответствующей частоты колебаний.

Авторами также проведено исследование зависимости нормированных частот колебательного спектра  $\tilde{\omega}_n$  и  $\tilde{\gamma}_n$  от длины дислокационного сегмента для различных типов дислокаций. Для винтовой дислокации замечены качественные отличия зависимостей по сравнению с краевой (90°) и смешанной (45°) дислокациями. На полученных рисунках наблюдается смещение полюсов обобщенной восприимчивости дислокационных осцилляторов, сопровождающееся резким ростом коэффициентов затухания. Это согласуется с результатами исследования ориентационной зависимости колебательного спектра.

Полученные особенности колебательного спектра дислокационного сегмента подробно обсуждаются в докладе.

# БАКТЕРИЦИДНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ ЦЕРИЯ И ЛАНТАНА НА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫЕ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ

Тетюева Т.В., А.В. Иоффе, Денисова Т.В.

ООО «Самарский инженерно-технический центр», г. Самара,  
[ioffe@eor.samara.ru](mailto:ioffe@eor.samara.ru)

При относительном изучении вопросы влияния модифицирования РЗМ на стойкость трубных сталей к водородному растрескиванию, к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением, к общей коррозии и углекислотной коррозии, вопроса влияния введения церия и лантана в сталь на стойкость к бактериальной коррозии фактически не затронуты. При определенном составе добываемых сред именно бактериальная коррозия может являться основной причиной разрушения нефтетранспортирующих труб, что определяет внимание к этому вопросу.

В качестве объектов исследования использовались образцы металла бесшовных труб, изготовленных из стали 13ХФА (С–0,14%, Cr–0,53%, Si–0,34%, V–0,052%) 4 различных плавки.

Плавка № 1 – металл, подвергнут обработке кальцийсодержащей проволокой.

Плавки № 2, № 3, № 4 – металл, подвергнут обработке церийсодержащей проволокой в количестве 700, 900 и 1000 метров, что соответственно составляет 0,215, 0,260, 0,282, кг/т по РЗМ

Для оценки стойкости к бактериальной коррозии образцы, изготовленные из труб четырех плавки помещали в питательную среду Постгейта, зараженную музейными формами сульфатвосстанавливающих бактерий (СВБ). Прикрепленные формы СВБ (живые клетки) подсчитывали с применением специальной компьютерной программы по 10 полям зрения при увеличении 3000 раз, а так же с использованием оценки массовой концентрации белка.

В таблице 1 приведена концентрация усвоенного металлом церия, лантана и результаты среднего количества клеток СВБ в биопленке на поверхности металла.

Таким образом, модифицирование стали 13ХФА РЗМ позволяет существенно уменьшить количество бактерий и их биохимическую активность на поверхности металла образцов, что свидетельствует о бактерицидном воздействии церия

Таблица 1

Плавки	Концентрация усвоившегося РЗМ в металле		Среднее количество клеток СВБ в биопленке по 10 полям зрения шт./ 0,0009 мм <sup>2</sup> .	Массовая концентрация белка, мкг/см <sup>3</sup>	Дегидрогеназная активность, мкг/см <sup>3</sup>
	Ce, ppm	La, ppm			
Плавка №1 без РЗМ	-	-	47	26	5
Плавка №2 РЗМ 700м.- 0,215 кг/т	46	16	19	20	2
Плавка №4 РЗМ 1000м.- 0,282 кг/т	83	36	4	17	1

## ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 15Х5МФБЧ

Иоффе А.В.<sup>1</sup>, Тетюева Т.В.<sup>1</sup>, Выбойщик М.А.<sup>2</sup>, Князькин С.А.<sup>1</sup>, Трифонова Е.А.<sup>1</sup>, Зырянов А.О.<sup>1</sup>

<sup>1</sup> ООО «Самарский инженерно-технический центр», г. Самара, [ioffe@eor.samara.ru](mailto:ioffe@eor.samara.ru)

<sup>2</sup> Тольяттинский государственный университет, г. Тольятти, [vma@land.ru](mailto:vma@land.ru)

Исследуется влияние температуры отпуска на микроструктуру и карбидные превращения в стали 15Х5МФБЧ с целью получения оптимального сочетания прочностных и коррозионных свойств.

На основе специально построенной ТКД и результатов металлографического анализа, была выбрана нормализация от 900°C с охлаждением водо-воздушной смесью (ВВС). Микроструктура стали 15Х5МФБЧ после нормализации с ВВС представлена верхним и нижним бейнитом, размер первичного аустенитного зерна не превышает ~12мкм. После нормализации металл подвергали отпуску при температурах 680, 720, 730, 740, 760, 770 и 780°C в течение одного часа.

При температуре отпуска 680°C в структуре стали выявлены легированные карбиды цементитного типа  $Me_3C$  и имеющие когерентную связь с матрицей карбиды  $VC$ . Повышение температуры отпуска до 720°C стимулирует коалесценцию легированного хромом цементита и образование карбидов  $Me_7C_3$  на месте растворения карбидов цементитного типа  $Me_3C$ . Так же теряется когерентная связь с матрицей мелкодисперсных, равномерно распределенных по структуре, карбидов  $VC$ . В результате отпуска при 730°C фазовый состав карбидной составляющей не меняется. Увеличивается доля рекристаллизованных зерен. Вследствие, повышенной стабильности микроструктуры не происходит резких скачков в изменении прочностных и вязко-пластических характеристик. Металл имеет однородную мелкозернистую феррито-карбидную структуру. Преимущественно наблюдаются карбиды ( $Me_7C_3$ ) удлиненной формы и мелкодисперсные карбиды  $VC$ . При этом сохраняется незначительное количество округлых карбидов  $Me_3C$ . На границах бывшего аустенитного зерна начинается зарождение и последующий рост новых рекристаллизованных зерен феррита. Отпуск в интервале 720–730°C обеспечивает  $\sigma_B$  на уровне 700–750МПа. С повышением температуры отпуска от 680 до 730°C стойкость к СКРН по методам Д и С возрастает.

Дальнейшее повышение температуры отпуска в интервале 740–780°C приводит к стабилизации карбидной фазы. В структуре стали уменьшается количество карбидных частиц  $Me_7C_3$  и наблюдается выделение и коалесценция частиц  $Me_{23}C_6$ . Карбиды  $VC$  не были выявлены. Повышение относительного удлинения и ударной вязкости в исследуемом интервале температур отпуска происходит из-за снижения плотности дефектов и увеличения доли рекристаллизованного феррита.

В результате отпуска при 740°C стойкость к СКРН снижается, что по-видимому, связано с образованием более крупных карбидов  $Me_{23}C_6$  и началом растворения карбидов  $VC$ .

Лабораторные испытания металла после термической обработки нормализация 900°C + отпуск 730°C в  $CO_2$  насыщенной среде показали, что скорость углекислотной коррозии не превышает 0,2мм/год. Высокая стойкость к углекислотной коррозии обусловлена образованием обогащенных хромом продуктов коррозии.

Таким образом термообработка (нормализация + отпуск 730°C) обеспечила для стали 15Х5МФБЧ  $\sigma_B$  на уровне 700–750МПа и  $\delta \geq 20\%$  в сочетании с высокими показателями стойкости к СКРН ( $K_{ISSC} = 31 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$  и  $\sigma_{th} = 80\%$  от  $\sigma_{0,2}$ ) и углекислотной коррозии.

## ФОРМИРОВАНИЕ ФЕРРИТО-КАРБИДНОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 08ХМФБЧА

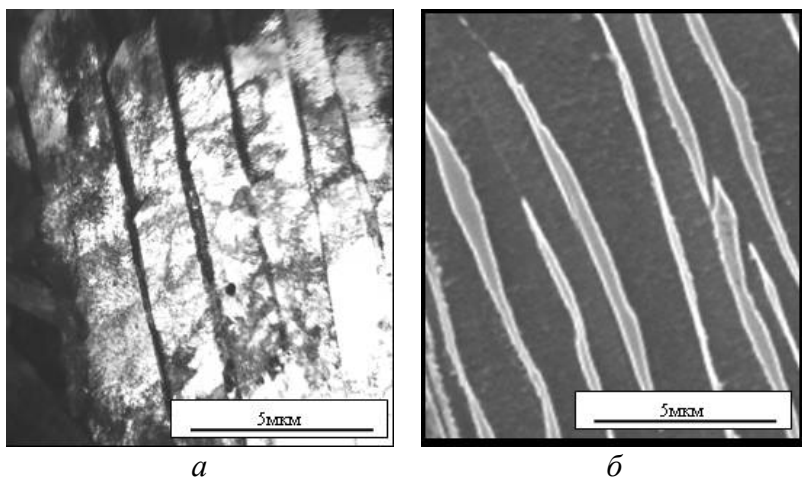
Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Трифонова Е.А., Денисова Т.В.

ООО «Самарский инженерно-технический центр», г. Самара,  
[ioffe@eor.samara.ru](mailto:ioffe@eor.samara.ru)

Рассмотрены процессы формирования в низкоуглеродистой хром-молибден содержащей стали 08ХМФБЧА феррито-карбидных структур, обеспечивающих сочетание высоких механических и коррозионных свойств.

Образцы из стали 08ХМФБЧА подвергали термической обработке, включающей: закалку из аустенитной области при 900–910 °С и высокотемпературный отпуск в интервале 650–720°С.

В результате закалки низкоуглеродистой стали распад аустенита начинается с зарождения ферритных зерен в виде незамкнутой сетки по границам аустенитных зерен. Рост феррита сопровождается отгеснением углерода в центр аустенитного зерна. Центральная область аустенитного зерна, обогащенная углеродом и другими легирующими элементами, распадается на бейнит. Таким образом, в результате закалки формируется регулярная структура, представленная зернами доэвтектоидного феррита, выделившегося по границам зерен аустенита, и разнонаправленными пакетами реечного бейнита. Бейнит по морфологии и фазовому составу можно разделить на два вида. Первый вид – классический верхний бейнит, представляющий собой рейки феррита с грубыми цементитным выделениями по границам. Ко второму виду бейнита относится бескарбидный бейнит (рис. 1). Такой вид бейнита характерен для низкоуглеродистых марок сталей, в которых содержания углерода не достаточно для формирования цементитных выделений. Второй вид бейнита имеет особый фазовый состав и представлен рейками бейнитного феррита, чередующиеся с тонкими прослойками остаточного аустенита, обогащенного легирующими элементами. Образование тонких пластин аустенита между рейками бейнитного феррита было подтверждено с помощью металлографического исследования на просвечивающем электронном микроскопе и микродифракционных исследований (рис. 1). На снимке представлено изображение чередующихся пластин бейнитного феррита и остаточного аустенита.



**Рис. 1** Бескарбидный бейнит в стали 08ХМФБЧА после закалки из аустенитной области: *а* – растровая электронная микроскопия (травление реактивом nital), *б* – просвечивающая электронная микроскопия.

Для дальнейшего изучения структурообразования стали закаленные образцы подвергались высокотемпературному отпуску в интервале температур 650–720 °С.

В результате высокотемпературного отпуска происходит распад феррито-бейнитно-аустенитной структуры на феррито-карбидную смесь. В металле сохраняется регулярная ограненная структура, полученная при закалке. Пластины остаточного аустенита распадаются на высоко дисперсные карбидные цепочки. Внутри «многогранников» образовались мелкие ферритные зерна, которые имеют полигональную структуру и армированы цепочками карбидов. По границам в ферритных зернах наблюдается развитие рекристаллизации.

## **АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕКОВ БЫСТРЫХ ТЯЖЕЛЫХ ИОНОВ В ЯДЕРНЫХ МАТЕРИАЛАХ**

**Стариков С. В.**

*ОИВТ РАН, Москва, Россия*  
*ИБРАЭ РАН, Москва, Россия*  
[starikov@ihed.ras.ru](mailto:starikov@ihed.ras.ru)

При прохождении через вещество быстрого тяжелого иона (например, иона ксенона с энергией порядка 100 МэВ – типичного осколка деления) происходит нагрев, в первую очередь, электронной подсистемы. Довольно часто это сопровождается формированием трека летящей частицы. Механизм формирования трека пока еще плохо изучен. Характерное время установления равновесия между электронами и ионами соизмеримо со временем образования трека и временами кинетических процессов происходящих при этом (теплоперенос, фазовые переходы, возникновение ударных волн и т.д.)

В данной работе было выполнено атомистическое моделирование формирования трека быстрого тяжелого иона в молибдене и уране. В используемой модели ионная подсистема описывается классической молекулярной динамикой, в то время как электронная подсистема рассматривается в приближении сплошной среды. Реализованный подход позволяет проводить классические расчеты, корректно учитывающие электронные свойства вещества и их изменение при эволюции системы. В частности, учитывается возникновение электронного давления при нагреве электронов. При описании свойств ионной подсистемы в работе используются межатомные потенциалы, специально разработанные для моделирования поведения указанных металлов в экстремальных условиях.

В работе было обнаружено, что образование треков в уране и молибдене связано с плавлением и последующей кристаллизацией большого числа дефектов. Рассчитаны пороговые значения энерговклада (фактически минимальные значения энергии летящего иона), необходимые для образования треков. Выполнено сравнение с имеющимися экспериментальными данными.



# ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ТЕПЛО ВЫДЕЛЕНИЯ ПРИ ГИДРАТАЦИИ ЦЕМЕНТНЫХ СИСТЕМ

Гувалов А.А.

*Азербайджанский Архитектурно-Строительный Университет,  
Баку, Азербайджанская Республика,  
[abbas.guvalov@akkord.az](mailto:abbas.guvalov@akkord.az)*

Исследование физических и химических процессов, протекающих в твердеющем цементном камне, служит основой для объяснения прочности и долговечности бетонов. Как было отмечено ранее, самовыравнивающиеся бетоны представляет собой полидисперсную многокомпонентную цементную систему, свойства которой определяются действием комплексных добавок на процессы гидратации и состав образующихся гидратных фаз.

Для оценки процессов гидратации цементных систем были проведены исследования кинетики тепловыделения на ранних стадиях гидратации образцов вяжущих с различными модификаторами и молотым известняком. Данные исследования проводились в Калориметрическом центре строительного материаловедения им. О.П. Мчелдова-Петросяна под руководством Д.Т.Н., проф. А.В. Ушерова-Маршака.

Для проведения эксперимента по исследованию кинетики тепловыделения были приготовлены 8 образцов вяжущих, из которых 6 образцов содержали в качестве добавок разные органоминеральные модификаторы, а 2 образца (цемент без добавок и цемент с добавкой СП С-3) были выбраны в качестве контрольных. Суперпластификатор С-3 вводили в состав вяжущего в виде 40%-го водного раствора.

Эксперимент был выполнен на дифференциальном микрокалориметре при температуре 30°C. Плавеска образца составляла 1 гр. Водовяжущее отношение было постоянным для всех образцов и равно 0,4. Продолжительность эксперимента составляла 3 сут.

Результаты калориметрического исследования гидратации образцов вяжущих свидетельствуют о том, что используемые модификаторы влияют на тепловыделение и, соответственно на скорость гидратации вяжущего. Процесс гидратации проходит по классической схеме, которая характеризуется двумя пиками повышения скорости тепловыделения, разделенными индукционным периодом, что свидетельствует о стабильности системы.

Как видно из полученных результатов, в цементных системах не зависимо от состава минеральной части модификатора продолжительность индукционного периода увеличивается. Длительность индукционного периода связана с дозировкой суперпластификатора, которая увеличивается от 1% массы цемента в контрольном составе до 2–3% массы цемента в составах с модификатором, что приводит к увеличению индукционного периода с 1–3 часов до 11–34 часов.

Данные по тепловыделению свидетельствуют о том, что увеличение продолжительности индукционного периода, т.е. замедление гидратации цемента, связанное с присутствием повышенного количества СП С-3, практически полностью исчезает к третьим суткам.

Введение в цементную систему органоминеральных модификаторов, а также их комплекса с инертным наполнителем приводит к снижению интенсивности тепловыделения с 4–5 Вт/кг до 2–3 Вт/кг и снижению суммарного тепловыделения системы с 269,5–286,3 кДж/кг до 200,3–259,0 кДж/кг. Это объясняется уменьшением на 20–50% расхода цемента в составе вяжущего.

Таким образом, на основании проведенных исследований можно сделать вывод о том, что введение в цементную систему органоминеральных модификаторов и их комплексов с инертным наполнителем снижает скорость и интенсивность тепловыделения в сравнении с цементной системой без добавок или с системой с СП С-3. При этом скорость и интенсивность тепловыделения цементной системы не зависит от минеральной части модификатора. Замедление гидратации, связанное с присутствием суперпластификатора С-3 практически полностью исчезает к третьим суткам.

## **ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ОТКОЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ**

**Молодец А.М., Мелькумов А.И., Фомичёв А.Ю.**

*Институт проблем химической физики РАН, Черноголовка, Россия,  
[molodets@icp.ac.ru](mailto:molodets@icp.ac.ru)*

Экспериментально исследованы физико-механические свойства нержавеющей отечественной стали 12Х18Н10Т при высокоскоростной деформации растяжения в диапазоне начальных температур 77–600 К и растягивающих напряжений 0–3 ГПа. Высокоскоростное растяжение материала осуществлялось во взрывных экспериментах после отражения одномерных ударных волн от свободных плоских поверхностей образца.

Показано, что в волне растяжения при низких температурах протекают два кинетических процесса: фазовый переход  $\gamma \rightarrow \alpha$  метастабильного аустенита ( $\gamma$ ) в мартенсит ( $\alpha$ ) и откольное разрушение. Измеренная зависимость откольной прочности стали 12Х18Н10Т от её начальной температуры проявляет аномальное увеличение в области фазового превращения при температурах 77–180 К. Этот факт объясняется тем, что при растяжении переход более плотного аустенита в менее плотный мартенсит подавляет образование зародышей откольного разрушения.

Сохранённые листовые образцы стали 12Х18Н10Т во взрывных экспериментах с криогенными температурами представляют собой фактически композиционный материал, состоящий из двух аустенитных слоёв, разделённых слоем мартенсита, что приводит к упрочнению образцов исследованной стали.

## ПРОЦЕССЫ СТРУКТУРНОГО РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ И СУПЕРИОННЫЙ ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ $\text{Li}_{0.12}\text{Na}_{0.88}\text{Ta}_y\text{Nb}_{1-y}\text{O}_3$

Сидоров Н.В., Палатников М.Н., Теплякова Н.А., Обрядина Е.Ю.

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт химии и технологии редких элементов и минерального сырья им. И.В.Тананаева Кольского научного центра Российской академии наук,  
г. Апатиты, Россия  
[obryadina@chemy.kolasc.net.ru](mailto:obryadina@chemy.kolasc.net.ru)*

В керамических сегнетоэлектрических (СЭ) твердых растворах (ТР) с общей формулой  $\text{Li}_x\text{Na}_{1-x}\text{Ta}_y\text{Nb}_{1-y}\text{O}_3$  обнаружено многообразие структурных фазовых переходов (ФП). На основе этих ТР могут быть получены материалы с кросс-эффектами, обладающие СЭ и полупроводниковыми свойствами. ТР с  $x \sim 0.125$  перспективны в качестве материалов, обладающих суперионной (СИ) проводимостью по литию. В ТР  $\text{Li}_{0.12}\text{Na}_{0.88}\text{Ta}_y\text{Nb}_{1-y}\text{O}_3$  ( $\text{Na}:\text{Li} = 7:1$ ) наблюдается упорядочение в подрешетке щелочного металла, приводящее к образованию позициями, свободными от катионов  $\text{Na}^+$ , своеобразных каналов проводимости, что обуславливает возможность существования СИ проводимости при высоких температурах. ФП в СИ состоянии в ТР  $\text{Li}_{0.12}\text{Na}_{0.88}\text{Ta}_y\text{Nb}_{1-y}\text{O}_3$  при температуре  $\sim 400\div 460^\circ\text{C}$  предшествует размытый ФП сегнетоэлектрик-антисегнетоэлектрик (СЭ–АСЭ), происходящий для разных составов ТР при температурах  $-100\div 360^\circ\text{C}$ . Энергетически более выгодным является, чтобы ФП в СИ состоянии происходил не из упорядоченной СЭ фазы, а из дипольно разупорядоченной АСЭ фазы.

Реализацию ФП в СИ состоянии существенно облегчает наличие сильного композиционного беспорядка в подрешетке Nb и Ta, при этом замещение  $\text{Nb}^{5+}$  на  $\text{Ta}^{5+}$  и наоборот приводит к искажению структуры и изменению геометрии кислородных октаэдров. Об этом свидетельствуют значительные изменения в фононном спектре комбинационного рассеяния света (КРС). При комнатной температуре и  $y \sim 0.55$  происходит исчезновение из спектра линий с частотой  $80\text{ см}^{-1}$ , соответствующей полностью симметричным либрациям кислородных октаэдров  $\text{VO}_6$  как целого, что свидетельствует о полной их разориентации. Кроме того, искажение кислородных октаэдров заметно проявляется в уширении линий в спектре КРС в области  $550\div 650\text{ см}^{-1}$ . Структурная деформация всего кислородного каркаса наиболее заметно проявляется при  $y \geq 0.6$  в появлении новых линий в области  $450\div 500\text{ см}^{-1}$ , а при  $y \approx 0.9$  происходит ФП СЭ–АСЭ, проявляющийся в исчезновении линий с частотами  $873$  и  $905\text{ см}^{-1}$ , соответствующих валентным мостиковым колебаниям атомов кислорода вдоль полярной оси. В АСЭ фазе кислородные октаэдры искажены существенно сильнее, чем в СЭ, о чем свидетельствует высокая интенсивность линий с частотами  $450, 500\text{ см}^{-1}$ , отсутствующих в спектре СЭ фазы. Увеличение с температурой ангармонизма колебаний всех катионов и трансляционной подвижности легких катионов  $\text{Li}^+$  существенно облегчает разориентацию кислородных октаэдров. Это проявляется в спектрах КРС в исчезновении линии с частотой  $80\text{ см}^{-1}$ . Кроме того, в спектрах КРС с повышением температуры наблюдалось существенное уширение и уменьшение интенсивности линий в области  $100\text{--}160\text{ см}^{-1}$ , отвечающих колебаниям катионов  $\text{Li}^+$  и  $\text{Na}^+$  в кубооктаэдрах и полное исчезновение их из спектра вблизи точки ФП в СИ состоянии. Этот факт, по нашему мнению, соответствует «плавлению» подрешетки щелочного металла при ФП в СИ состоянии.

# КИНЕТИКА РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В АРМКО-ЖЕЛЕЗЕ ПОСЛЕ ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЬНЫМ РОЛИКОМ И РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ИСКУССТВЕННОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ

Алехин В.П.

*Московский государственный индустриальный университет,  
Москва, Россия*

Известно, что свободная поверхность, являясь специфическим видом плоского дефекта в кристалле, оказывает существенное влияние на его физико-механические свойства. Роль поверхности в процессах деформации и разрушения материалов еще более усиливается, если она с целью повышения усталостной прочности и износостойкости подвергается различным видам поверхностной упрочняющей обработки (ПУО). Учитывая склонность объемноцентрированных кубических (ОЦК) материалов к деформационному старению (ДС), следует ожидать в случае проведения ПУО более жесткого закрепления дислокационной структуры поверхностного слоя и повышения эффекта его упрочнения за счет протекания процессов ДС.

В работе проведен сравнительный анализ кривых релаксации механических напряжений и, в частности, глубины релаксации напряжений  $\tau_{\max}^*$ , которые удобно использовать для анализа степени закрепления дислокаций примесными атомами. Эксперименты выполнялись на образцах армко-железа после поверхностного упрочнения стальным роликом и различных режимов искусственного деформационного старения.

Установлены количественные закономерности естественного и искусственного ДС в приповерхностных слоях исследованных армко-железа после ПУО и показано, что естественное ДС в них проявляется на временной базе, порядка 1 года, после чего оно практически прекращается.

Обнаружена необычно большая величина упрочнения в тонких поверхностных слоях толщиной 1–3 мкм, характеризующаяся увеличением микротвердости на 200–300% по сравнению с исходным состоянием (без старения). Установлено, что упрочнение растет с повышением содержания углерода. Показана возможность получения нанокристаллической структуры с размером зерна 5–10 нм после ультразвукового упрочнения стали.

В целях практического использования эффекта ДС в приповерхностных слоях для дополнительного повышения физико-механических свойств низкоуглеродистых сталей после ПУО экспериментально был подобран оптимальный температурно-временной режим искусственного ДС ( $T = 100^{\circ}\text{C}$ ,  $\tau = 20$  ч), приближающийся по упрочняющему эффекту к процессу естественного ДС на базе 1 года.

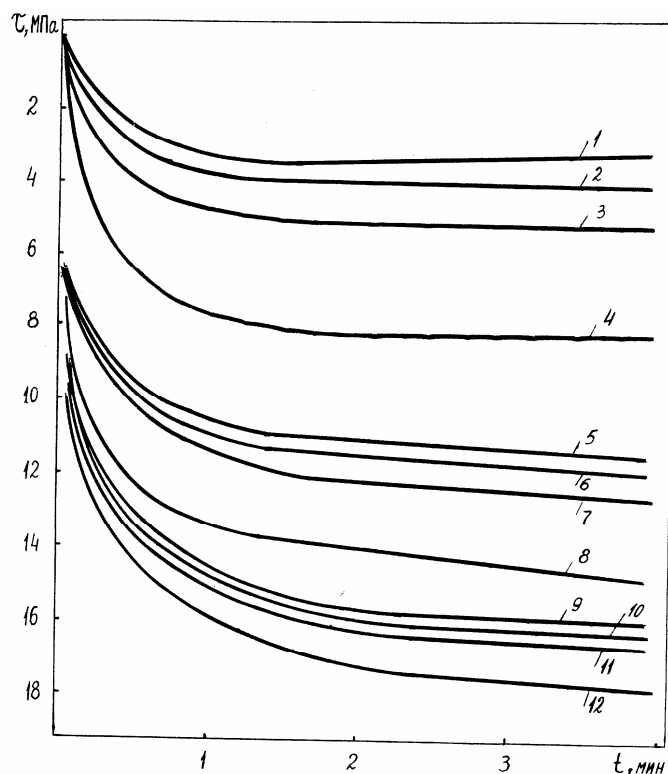
Рекомендован режим искусственного ДС после любого вида упрочняющей поверхностной обработки в качестве технологического приема получения дополнительного упрочняющего эффекта исследуемых материалов, в том числе для низкоуглеродистых сталей, неупрочняемых обычными способами термической обработки из-за низкого содержания углерода и упрочняемых только методами химико-термической обработки.

Рекомендован способ повышения технологической пластичности холодно- или горячекатанного тонколистового проката в случае его длительного хранения перед использованием в операциях глубокой штамповки или вытяжки за счет проведения соответствующего гомогенизирующего отжига.

Показано, что при ДС в условиях знакопеременного нагружения кроме коттрелловского закрепления примесями внедрения необходимо учитывать также периодически возникающее пересыщение и недосыщение по собственным точечным дефектам

(вакансиям и междоузлиям), которые приводят к дополнительному закреплению винтовых и смешанных дислокаций неконсервативно движущимися ступеньками.

На рис. 1 представлены 3 серии релаксационных кривых для разных величин исходных деформирующих напряжений  $\sigma = 9,9; 17,4$  и  $24,9$  кг/мм, с которых начинался процесс релаксации. Причем в каждой серии представлены кривые релаксации в исходном состоянии (4, 8, 12), в упрочненном (3, 7, 11), упрочненном и состаренном (1, 2, 5, 6, 9, 10), чтобы доказать наличие этого примесного эффекта закрепления дислокаций, представляло интерес провести по данным релаксации напряжений термоактивационный анализ и определить значения величин активационных объемов для всех 3-х указанных случаев: исходного, упрочненного, упрочненного и состаренного состояний.



**Рис. 1.** Влияние степени поверхностной деформации и деформационного старения на глубину релаксации напряжений (термической компоненты  $\tau_{\max}^*$ )  $\alpha$ -Fe: 4 – исх.  $\tau_0 = 9.9$  кг/мм<sup>2</sup>; 3 – упрочнение СР; 2 – старение при  $T = 100^\circ\text{C}$ ,  $t = 12$  часов; 1 – старение при  $T = 100^\circ\text{C}$ ,  $t = 20$  часов; 8 – исх.  $\tau_0 = 17.4$  кг/мм<sup>2</sup>; 7 – упрочнение СР; 6 – старение при  $T = 100^\circ\text{C}$ ,  $t = 12$  часов; 5 – старение при  $T = 100^\circ\text{C}$ ,  $t = 20$  часов; 12 – исх.  $\tau_0 = 24.9$  кг/мм<sup>2</sup>; 11 – упрочнение СР; 10 – старение при  $T = 100^\circ\text{C}$ ,  $t = 12$  часов; 9 – старение при  $T = 100^\circ\text{C}$ ,  $t = 20$  часов.

Значение активационного объема, определенное для исходного неупрочненного состояния при степенях деформации больших  $5 \cdot 10^{-3} / \tau > 10$  кг/мм<sup>2</sup>, практически постоянно и равно  $q = 25b^3$ . После поверхностного упрочнения активационный он снижается до  $q = 20b^3$  и после последующего деформационного старения при  $T = 100^\circ\text{C}$  в течение 20 часов до значения  $q = 15b^3$ .

# ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Колобов Ю.Р.

*НОиИЦ «Наноструктурные материалы и нанотехнологии» НИУ «БелГУ»,  
Белгород, Россия, [kolobov@bsu.edu.ru](mailto:kolobov@bsu.edu.ru)*

Титановые сплавы в субмикроструктурном (СМК) и наноструктурированном (НС) состояниях, представлявшие еще несколько лет тому назад экзотическим чисто модельным объектом, сегодня используются как у нас в стране, так и за рубежом в качестве нового класса медицинских материалов для изготовления изделий и инструмента для травматологии, ортопедии, стоматологии и других областей медицины. Использование таких материалов открывает новые возможности для создания длительно работающих в живом организме медицинских имплантатов, благодаря отсутствию в их составе вредных для живого организма легирующих элементов и высокой надежности [1]. Для улучшения биоактивности материалов рассматриваемого класса используют различные виды поверхностной модификации, в том числе микродуговое оксидирование (МДО) в электролитах с добавками тонкодисперсных порошков биоактивных соединений, например, гидроксилатапата (ГАП), и обработку поверхности лазерным излучением с одновременным нанесением ГАП. Поскольку именно воздействие длительных циклических нагрузок с одновременным насыщением водородом из высоко химически активной среды живого организма является главной причиной преждевременного разрушения металлических костных имплантатов, то исследование стабильности структуры и закономерностей развития процессов, приводящих к ее деградации и, как следствие, снижению надежности медицинских изделий является актуальным в связи с интенсивно расширяющимся применением рассматриваемых материалов.

Развитая система внутренних поверхностей раздела, характерная для СМК и НС материалов, при наличии остаточных упругих напряжений и в указанных выше условиях (циклические нагрузки, диффузия атомов из внешней среды и другие) может способствовать (даже в интервале температур жизнедеятельности живого организма) проявлению высокотемпературных механизмов пластической деформации, таких как зернограничное проскальзывание, миграция границ зерен, движение зерен как целого и их последующая коалесценция и др.

В связи с изложенным выше в настоящем обзорном докладе обсуждаются результаты оригинальных исследований, проведенных автором с коллегами, по изучению закономерностей эволюции микроструктуры и свойств СМК и НС титановых сплавов, в том числе с модифицированными приповерхностными слоями.

В докладе приводится также информация об использовании в реальной медицинской практике имплантатов из наноструктурного титана и основных, не связанных с наукой, трудностях на путях широкого применения рассматриваемых материалов в производстве медицинских изделий и инструмента. Дается информация о действующем в комплексе научных и производственных подразделений Белгородского национально-исследовательского университета опытно-промышленном производстве НС и СМК титана медицинского и технического применения в комплексе с производственными участками реализации технологий поверхностной модификации материалов.

1. Колобов Ю.Р. Технологии формирования структуры и свойств титановых сплавов для медицинских имплантатов с биоактивными покрытиями // Российские нанотехнологии - 2009. - №11-12 – С.19-31.

## РАСПАД РАСТВОРА ПЕРЕД МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЕЙ ПРИ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Гуськов А.П., Некрасова Л.П. \*, Ершов А.Е., Когтенкова О.А.

ИФТТ РАН, г. Черноголовка,

НИИ экологии человека и гигиены окружающей среды имени А.Н. Сысина РАМН \*

[guskov@issp.ac.ru](mailto:guskov@issp.ac.ru), [laranekrasova@gmail.com](mailto:laranekrasova@gmail.com) ,

[ershov@issp.ac.ru](mailto:ershov@issp.ac.ru), [koololga@issp.ac.ru](mailto:koololga@issp.ac.ru)

При кристаллизации водных растворов некоторых красителей был получен эффект, который трудно объяснить известной теорией направленной кристаллизации. Для проведения экспериментов использовалась холодильная установка, состоящая из пакета 4-х элементов Пельтье. Чтобы получить температурный градиент, кювета с раствором ставилась под углом на горизонтальную плоскость верхнего элемента. Перемещение межфазной границы снималось на видеокамеру.

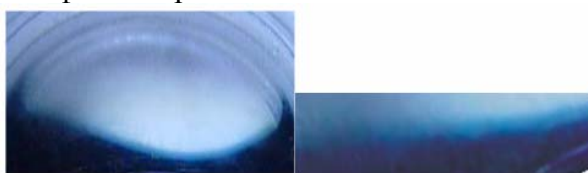


Рис. 1.

Рис. 2.

На рисунке 1 показана межфазная граница при стационарном режиме кристаллизации индикатора бромтимолового синего. Кристаллизация проводилась в прозрачной кювете диаметром 40 мм. Темная область – жидкий раствор, светлая – твердый.

В предположении плоской границы возникает противоречие с известной теорией одномерного вытеснения компонента из твердой фазы (теория Бартона, Прима, Сликтера). Во-первых, концентрации фаз должны быть равны (без учета перемешивания). Во-вторых, на границе в жидкости должен наблюдаться максимум концентрации, который экспоненциально убывает в сторону жидкой фазы. Из рисунков видно, что в твердой фазе компонент практически отсутствует, а концентрация индикатора непрерывно уменьшается от жидкой в твердую фазу. На рис.2 показан увеличенный фрагмент межфазной границы, длиной ~20 мм. Теорию кристаллизации при ячеистой границе мы здесь не используем, т.к. она предполагает появление неоднородностей в твердой фазе.

В работе предполагается, что жидкий раствор при кристаллизации попадает в область спинодального распада и распадается на равновесные фазы, состав которых соответствует равновесному составу фаз при температуре фазового перехода жидкого раствора исходной концентрации. В результате получено распределение концентрации в виде

$$C_{liq}(z) = C_{\infty} \left( 1 + \frac{2 - k_{ue} - k_0}{k_{ue}} \exp\left(\frac{V_S z}{D_L}\right) \right) \quad C_{ue}(z) = C_{\infty} \left( k_0 + (1 - k_0) \exp\left(\frac{V_S z}{D_{ue}}\right) \right)$$

здесь  $z$  – пространственная координата,  $C_{liq}(z)$ ,  $C_{sol}(z)$  – концентрация жидкого и неравновесного растворов,  $k_0$  – равновесный коэффициент распределения,  $k_{ue}$  – коэффициент распределения на границе жидкость – неравновесный раствор,  $V_S$  – скорость межфазной границы,  $D_L$ ,  $D_{ue} (<0)$  – коэффициенты диффузии жидкости и неравновесного раствора,  $C_{\infty}$  – исходная концентрация раствора. При  $k_{ue} \approx 1$  получаем монотонное возрастание концентрации из твердого раствора в жидкую фазу.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ, грант № 11-03-01259.*

# ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ ЖИДКОГО СВИНЦА, СВЯЗАННЫХ С ОДНОЙ ДИСЛОКАЦИЕЙ В АЛЮМИНИИ

Прокофьев С.И.<sup>1</sup>, Йонсон Э.<sup>2,3</sup>, Дамен У.<sup>4</sup>

<sup>1</sup> *Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*

<sup>2</sup> *Nano Science Center, Niels Bohr Institute, University of Copenhagen,*

<sup>3</sup> *Department of Materials Research, Risø, DTU, Roskilde, Denmark*

<sup>4</sup> *National Center for Electron Microscopy, LBNL, Berkeley, CA, USA*

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

Ранее нами с помощью *in-situ* просвечивающей электронной микроскопии было показано, что при повышенной температуре одиночные наночастицы жидкого свинца, связанные с закрепленными дислокациями в алюминии, хаотически осциллируют вблизи линии дислокации, что является проявлением их теплового движения. Такое поведение включений связано с их отталкиванием от закрепленных концов дислокации, что обусловлено упругостью дислокации, и его можно рассматривать, как их тепловое движение в потенциальной яме [1–4]. В случае, когда с одной дислокацией связаны две частицы, они осциллируют вблизи линии дислокации и, при этом, отталкиваются друг от друга и от закрепленных концов дислокации, что также вызвано упругим действием дислокации [4, 5].

В данной работе с помощью *in-situ* просвечивающей электронной микроскопии исследовано кинетическое поведение системы, состоящей из четырех наночастиц жидкого Pb различного размера, связанных с одной закрепленной дислокацией в алюминии, при 485°C. Из полученных экспериментальных данных найдены (а) форма эффективных потенциалов, в которых движутся частицы, и (б) форма эффективных потенциалов парного взаимодействия для всех возможных пар частиц на дислокации. Показано, что наблюдаемые осцилляции частиц вдоль линии дислокации представляют собой их тепловое движение в связанных потенциальных ямах, появление которых связано с взаимным отталкиванием частиц и их отталкиванием от закрепленных концов дислокации, обусловленными линейным натяжением дислокации. Обнаруженное взаимодействие частиц во всех парах указывают на коллективное взаимодействие всех частиц, что должно приводить к их коррелированному движению. Статистический анализ подтверждает коррелированное движение всех частиц. На основе модели, рассматривающей закрепленную дислокацию как упругую струну, дано качественное объяснение наблюдаемого поведения связанных с дислокацией частиц и происхождения коллективного взаимодействия частиц, вызывающего их коррелированное движение.

1. S. Prokofjev, V. Zhilin, E. Johnson, et al., Def. Diff. Forum 237-240 (2005) 1072.
2. E. Johnson, S. Prokofjev, V. Zhilin, U. Dahmen, Z. Metallk. 96 (2005) 1171.
3. S.I. Prokofjev, V.M. Zhilin, E. Johnson, U. Dahmen, Def. Diff. Forum 264 (2007) 55.
4. S.I. Prokofjev, E. Johnson, V.M. Zhilin, U. Dahmen, Adv. Sci. Technol. 46 (2006) 98.
5. E. Johnson, J.S. Andersen, M.T. Levinsen, et al., Mater. Sci. Eng. A 375-377 (2004) 951.



## ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ИЗМЕНЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ В B2 ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ ТИТАНА

Батурин А.А., Лотков А.И.

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

Известно, что интерметаллические соединения являются хрупкими, однако в некоторых из них наблюдается достаточно высокая пластичность, которая часто оценивается по отношению объёмного модуля упругости к модулю сдвига (критерий Pugh). Природа пластичности в таких соединениях часто связывается с природой химической связи. Например, в ряду  $TiFe \rightarrow TiCo \rightarrow TiNi$  первое соединение хрупкое, а последнее пластичное. Причем в этом ряду происходит увеличение параметра решетки и уменьшение температуры Дебая. Это позволило авторам [1] сделать предположение, что в основе изменения пластичности лежит изменение типа химической связи при переходе от  $TiFe$  к  $TiNi$ . Было предположено, что в первом соединении преобладают направленные ковалентные связи, а в последнем заметную роль играет металлическая составляющая сил связи, что и обуславливает высокую пластичность  $TiNi$ . Последующими расчетами электронной структуры обоснованность этого предположения была подтверждена [2]. Однако экспериментальная проверка теоретических расчетов встречается с принципиальными трудностями. В данной работе показано, что экспериментальную проверку данного предположения об изменении типа химической связи в указанном выше ряду можно осуществить из анализа изменения импульсного спектра электронов. На основе анализа комптоновских профилей и кривых углового распределения аннигиляционных фотонов для чистых металлов  $Ti$ ,  $Fe$ ,  $Co$ ,  $Ni$ , а также для  $TiFe$ ,  $TiCo$ ,  $Ti_{50}Ni_{25}Co_{25}$  и  $TiNi$  представлена эволюция электронной структуры при увеличении средней электронной концентрации от  $6 e/a$  до  $7 e/a$ . Из сравнения эксперимента с оценками на основе модельных расчётов следует, что при сплавлении  $Ti$  и  $Me$  с образованием интерметаллида  $TiMe$  основные изменения претерпевают 3d-оболочки компонентов, что согласуется с самосогласованными зонно-структурными расчётами. Электроны, занятые в ковалентных связях, сосредоточены в основном в межузельном пространстве и характеризуются в пространстве импульсов относительно низкими значениями импульсов по сравнению с электронами, локализованными возле атомов. Показано, что в ряду  $TiFe \rightarrow TiCo \rightarrow TiCo_{25}Ni_{25} \rightarrow TiNi$  происходит уменьшение доли электронов находящихся в межузельном пространстве, отвечающих за ковалентную составляющую сил связи.

Таким образом, при сплавлении  $Ti$  и  $Me$  ( $Fe, Co, Ni$ ) в интерметаллиде происходит перераспределение электронных состояний: увеличивается доля 3d-электронов, участвующих в ковалентных связях  $Ti-Me$ , что вызывает сжатие B2 решётки. Однако эта доля уменьшается при заполнении 3d-оболочки  $Me$ , что приводит к ослаблению направленных связей, уменьшению стабильности B2 структуры, а также увеличению пластичности.

*Работа поддержана программой фундаментальных исследований СО РАН (проект № III.20.2.2 и интеграционный проект № 27).*

1. Scholl R., Larson D.J., Freise E.J. Relative ductilities of  $TiFe$ ,  $TiCo$ ,  $TiNi$  // J.Appl.Phys. – 1968. – V.39. N.5. – P.2186- 2191.
2. Liu H.J., Ye Y.Y. Electronic structure and stability of Ti-based B2 shape-memory alloys: By LMTO-ASA // Solid State Commun. – 1998. – V.106. – N.4. – P.197-202.

# ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ АМОРФНОЙ И КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗ НА ЭФФЕКТ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В КОМПОЗИТНОЙ БЫСТРОЗАКАЛЕННОЙ ЛЕНТЕ ИЗ СПЛАВА TiNiCu

<sup>1</sup>Шеляков А.В., <sup>1</sup>Ситников Н.Н., <sup>1</sup>Менушенков А.П., <sup>1</sup>Ежов Д.К.,  
<sup>1</sup>Шейфер Д.В., <sup>2</sup>Иржак А.В., <sup>3</sup>Колецов В.В., <sup>3</sup>Кучин Д.С., <sup>3</sup>Шавров В.Г.

<sup>1</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г.Москва

<sup>2</sup>Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС»

<sup>3</sup>Институт радиотехники и электроники им. В.А.Котельникова РАН, г.Москва

[AVShelyakov@mephi.ru](mailto:AVShelyakov@mephi.ru)

В настоящее время развитие наукоемких технологий в большинстве отраслей промышленности, связано с миниатюризацией исполнительных элементов и микроустройств на их основе. Последовательное улучшение характеристик и уменьшение стоимости микромеханических манипуляторов требует создания новых механизмов работы микромеханических устройств, а также новых функциональных материалов, обеспечивающих необходимые характеристики. Разработка аморфно-кристаллических композитных материалов, обладающих способностью проявлять обратимый эффект памяти формы (ЭПФ) без дополнительной тренировки, позволит разработать физические принципы построения и изготовить принципиально новые быстродействующие микромеханические устройства на их основе, которые способны обеспечить технологический прорыв в различных областях техники.

Настоящая работа посвящена исследованию обратимого ЭПФ в аморфно-кристаллической ленте из сплава TiNiCu и выяснению причин этого явления.

В качестве исходного материала была выбрана лента из сплава Ti<sub>50</sub>Ni<sub>25</sub>Cu<sub>25</sub> (ат.%) с толщиной кристаллического слоя 10 мкм и общей толщиной 40 мкм, полученная методом быстрой закалки из расплава. Соотношение аморфного и кристаллического слоев ленты варьировалось с помощью электрохимической полировки

Микроструктура поверхностей и поперечного сечения полученных образцов изучались с помощью инвертированного металлографического микроскопа отраженного света CarlZeissAxiovert 40 MAT. Температурные интервалы мартенситного превращения исследовались методом дифференциальной сканирующей калориметрии на калориметре «СТА 449F1 Jupiter». Определение параметров ЭПФ при изгибе осуществлялось с помощью разработанной установки видео-температурной фиксации формоизменения образца при термоциклировании.

Показано, что образцы из аморфно-кристаллической композитной ленты проявляют самопроизвольный обратимый ЭПФ с деформацией изгибом. Экспериментально установлено, что при изменении отношения толщин кристаллического и аморфного слоев ленты  $d_k/d_a$  температуры мартенситного превращения и формовосстановления практически не изменяются, в то время как минимальный радиус изгиба ленты уменьшается от 8,5 мм до 2,4 мм при увеличении отношения  $d_k/d_a$  от 0,34 до 1,40. Максимальная обратимая деформация составляет 0,4% при  $d_k/d_a = 0,81$ .

На основе полученных экспериментальных результатов предложено феноменологическое описание, объясняющее природу происходящих явлений в быстрозакаленном аморфно-кристаллическом ленточном композите.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФИ № 12-07-00811-а.*

## ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ СПЛАВОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ

Маркова Г.В., Лабзова Л.В., Ключева Е.С., Шуйцев А.В.

Тульский государственный университет, Россия  
[galv.mark@rambler.ru](mailto:galv.mark@rambler.ru)

Определение количественных характеристик памяти формы осуществляют обычно при деформации изгибом. В то же время некоторые конструктивные элементы должны проявлять память формы при деформации кручением. Известно, что способность к формовосстановлению в числе прочих факторов, определяется и характером задающей деформации. Принято считать, что деформация кручением обеспечивает более полное формовосстановление по сравнению с деформацией изгибом [1].

На основе конструкции обратного крутильного маятника типа РКМ-ТПИ создана установка для определения параметров восстановления формы при кручении [2]. Измерения проводят на проволочных образцах диаметром от 0,5 до 2 мм. Образцы аналогичной формы традиционно используются для измерений амплитудных и температурных зависимостей внутреннего трения в герцевом диапазоне частот. Это позволяет осуществлять комплексные исследования функциональных свойств сплавов с памятью формы.

Проведены систематические исследования влияния различных влияющих факторов на характеристики восстановления формы. В качестве основной характеристики выбрана степень восстановления формы  $K$ :

$$K = \frac{\gamma_{\text{ост}} - \gamma_{\text{н}}}{\gamma_{\text{ост}}} \cdot 100\%.$$

где  $\gamma_{\text{ост}}$  – величина приложенной деформации за вычетом упругой;  $\gamma_{\text{н}}$  – невосстановленная деформация в цикле нагрева.

Для эквиатомного сплава TiNi построены карты, показывающие изменение  $K$  в зависимости от температуры и продолжительности старения.

Исследования широкого круга сплавов системы Mn-Cu с содержанием марганца от 60 до 80 вес.% позволили получить карты зависимости  $K$  от содержания марганца и от величины начальной приложенной сдвиговой деформации при измерении.

Для железо-марганцевых сплавов, дополнительно легированных кремнием - Fe-23Mn-5Si и Fe-30Mn-5Si - полученные данные о влиянии температуры закалки и предварительной деформации обобщены в виде карт, отражающих совместное влияние температурно-силовых параметров на степень формовосстановления.

Построенные на основе систематических исследований карты позволяют конструкторам и технологам определять оптимальные составы, режимы термической обработки (закалки, старения) и необходимый уровень предварительного нагружения для обеспечения степени восстановления формы на заданном уровне при конструировании элементов с памятью формы из исследованных сплавов.

1. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах.- М.:Наука,1994.- 304с.
2. Патент РФ № 92538 Опублик. БИ №8 от 20.03.2010, МПК<sup>8</sup> G01N 3/38, Устройство для измерения параметров восстановления формы в материалах, Архангельский С.И., Лабзова Л.В., Маркова Г.В., Чуканов И.В.

# МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В МЕТАЛЛЕ МЕТЕОРИТОВ ГРУППЫ IVB

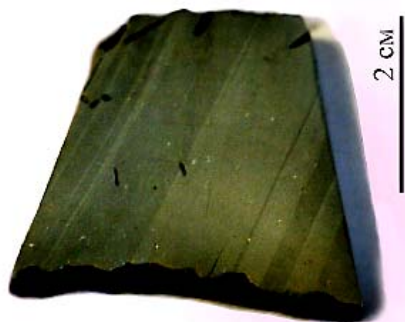
Бадеха К.А.<sup>1,2</sup>, Гроховский В.И.<sup>1</sup>, Яковлев Г.А.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>УрФУ им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, г. Екатеринбург, Россия,

<sup>2</sup>ГЕОХИ РАН, г. Москва, Россия,

[ksenia\\_uimina@mail.ru](mailto:ksenia_uimina@mail.ru)

Мартенситное превращение, широко изученное для конструкционных сталей, имеет ряд закономерностей, которые также наблюдаются в Fe–Ni сплавах метеоритного металла [1,2]. В ходе остывания родительского тела от высоких температур железные метеориты с концентрацией Ni 7–25 вес% испытывают мартенситное (бейнитное) превращение. Так метеориты группы IVB 15–17 вес.% Ni состоят из субмикроскопической смеси сросшихся зерен ОЦК фазы (камасита) и ГЦК фазы (тэнита), которые считаются продуктами распада мартенсита. Однако интригующим выглядит макро-эффект в виде полос селективного отражения (ПСО) на травленной поверхности шлифов IVB метеоритов. ПСО представляют собой контрастные параллельные линии шириной 1–10 мм, идущие через весь образец (рис. 1). Установлено, что химический и фазовый состав металла в полосах одинаков.



**Рис. 1.** Травленная поверхность метеорита Cape of Good Hope IVB.

Для подтверждения мартенситной природы ПСО нами были изучены ориентировки кристаллов ОЦК и ГЦК фаз в смежных полосах на примере 5 метеоритов группы IVB с помощью метода дифракции обратно отраженных электронов (EBSD), реализованного на растровом электронном микроскопе SIGMA VP. В результате анализа было установлено, что в смежных полосах сохраняется один и тот же набор из 3 ориентировок ОЦК кристаллов, однако преимущественная ориентация зерен отличается. При этом все ориентировки закручены вокруг одного направления исходной ГЦК фазы, и для нее выполняется ориентационное соотношение Курдюмова-Закса с ОЦК кристаллами. В смежных полосах выявлена ориентация дисперсной ГЦК-фазы, представляющая ориентацию родительского кристалла. Следуя работам [2], мы предполагаем, что в метеоритном металле произошел процесс, сходный с образованием реечного мартенсита в стали. Механизм реакции предполагается следующий:  $\gamma \rightarrow \alpha_2 + \gamma_{\text{ост.}} \rightarrow \alpha + \gamma + \gamma_{\text{ост.}}$

*Работа выполнена при частичной поддержке ФЦП «Кадры», ГК № P1154 и №14.740.11.1006.*

## Список литературы

1. Yang J., Goldstein J. I., Michael J. R., Kotula P. G. and Scott E. R. D. Thermal history and origin of the IVB iron meteorites and their parent body. *Geochim. Cosmochim. Acta* 74, 2010. p. 4493–4506
2. Родионов, Д.П., Счастливец, В.М. Стальные монокристаллы. Екатеринбург: УрО РАН, 1996. – 273 с. С. 10-260

## ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 45

Ващук Е.С., Ионина А.В., Райков С.В., Иванов Ю.Ф.,  
Будовских Е.А., Громов В.Е.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия,*  
[budovskih\\_ea@physics.sibsiu.ru](mailto:budovskih_ea@physics.sibsiu.ru)

Электровзрывное легирование (ЭВЛ) осуществляется с целью модификации структурно-фазовых состояний и функциональных свойств поверхностных слоев металлов и сплавов. Инструментом воздействия на поверхность при ЭВЛ являются импульсные многофазные плазменные струи, формируемые из продуктов электрического взрыва проводников. Обработка поверхности проводится с ее оплавлением. Электронно-пучковая обработка (ЭПО) поверхности электровзрывного легирования металлов и сплавов позволяет усилить свойства поверхностных слоев. Целью настоящей работы явилось изучение влияния электровзрывного боромеднения и последующей ЭПО на микротвердость поверхностных слоев стали 45. Распределение микротвердости по глубине зоны электровзрывного боромеднения является монотонно падающим. При этом ее максимальное значение наблюдается в тонком поверхностном слое. В приповерхностном слое на глубине до 15...20 мкм градиент микротвердости маленький и с учетом ошибок измерений можно говорить об усредненном значении микротвердости этого слоя. В промежуточном слое микротвердость быстро падает до ее значения в объеме стали на уровне 200 HV. Электровзрывное меднение поверхности приводит к увеличению микротвердости до 600 HV, то есть в 3 раза. При этом от поглощаемой плотности мощности микротвердость поверхности не зависит. При боромеднении микротвердость поверхности увеличивается еще в 6 и 7 раз при  $n = 1,6$  и  $3,5$  соответственно. Влияние на микротвердость поглощаемой плотности мощности более сильное, чем концентрации бора в плазменной струе. Она линейно увеличивается от 1,5 до 2,0 и от 1,8 до 2,4 раз с ростом  $q_p$  от 6,5 до 8,5 ГВт/м<sup>2</sup> соответственно. Поведение микротвердости в приповерхностном слое отличается от ее поведения на поверхности тем, что при низкой концентрации бора в плазменной струе зависимость от поглощаемой плотности не проявляется. Влияние параметров обработки сказывается также и на глубине  $z_1$  зоны легирования и толщине  $z_2$  приповерхностного слоя с высоким уровнем упрочнения. Видно, что в изученном интервале значений они линейно увеличиваются с ростом поглощаемой плотности мощности. Обращает на себя внимание увеличение этих параметров в 1,5 и 2,0 раза соответственно с ростом концентрации бора в плазменной струе. Влияние последующей ЭПО сводится к тому, что глубина упрочнения возрастает более чем в 3 раза до 80 мкм, при этом уровень микротвердости уменьшается, оставаясь на высоком уровне, характерном для стали 45, закаленной на мартенсит. Максимальное значение микротвердости на поверхности и в области полки после обработки в оптимальном режиме составляет 1000 и 800 HV соответственно. В то же время увеличение длительности импульсов ЭПО от 100 до 200 мкс не приводит к увеличению глубины упрочнения, наоборот она оставляет 60...70 мкм.

*Работа выполнена при поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009–2013 гг. (гос. контракт № 14.740.11.0813) и грантами РФФИ (проекты № 11-02-91150-ГФЕН-а, № 11-02-12091-офи-м-2011 и № 11-08-98020-р\_сибирь\_а).*

## ФИЗИЧЕСКИЙ МЕХАНИЗМ ВОЗДЕЙСТВИЯ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ АЛЮМИНИЯ

Петрунин В.А., Загуляев Д.В., Мартусевич Е.А., Пономарева М.В.,  
Громов В.Е.

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

В настоящей работе мы продолжаем исследования, начатые в [1] и связанные с проблемой магнитопластического эффекта в алюминии. Нами измерялось относительное изменение скорости ползучести поликристаллического алюминия  $\xi = (\dot{\varepsilon} - \dot{\varepsilon}_0) / \dot{\varepsilon}_0$  ( $\dot{\varepsilon}, \dot{\varepsilon}_0$  – скорости изменения деформации с полем и без поля, соответственно) от величины магнитной индукции. Использовались образцы из алюминиевой проволоки диаметром  $d = 0,5$  см. Нами подробно исследован второй участок зависимости  $\xi$  от магнитной индукции  $B$ , где  $B$  изменяется от 0,14 Тл до 0,3 Тл и  $\xi < 0$ . Минимальное значение величины  $\xi = -0,55\%$  достигается при  $B = 0,3$  Тл. Методами просвечивающей электронной микроскопии [1] исследовалась эволюция дефектной субструктуры на линейной ( $\varepsilon = 15\%$ ) стадии ползучести в магнитном поле с  $B = 0,3$  Тл. В процессе ползучести при  $B = 0$  Тл скалярная плотность дислокаций увеличивается от значения  $\rho = 0,55 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$  ( $\varepsilon = 0$ ) до величины  $\rho = 1,65 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$  ( $\varepsilon = 15\%$ ). В магнитном поле с  $B = 0,3$  Тл при  $\varepsilon = 15\%$  величина  $\rho$  растет от значения  $1,65 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$  до значения  $2,2 \cdot 10^{14} \text{ м}^{-2}$ .

Использование уравнения Орована и формулы М.И. Молоцкого [2] для относительного увеличения средней скорости дислокаций в магнитном поле позволяет найти выражение для теоретического значения величины  $\xi$ , которое имеет вид:

$$\xi_{th} = (0,5/kT)(I_S - I_{T_0})(B/B_0)^2 + \Delta\rho_m / \rho_{m_0}.$$

В этой формуле  $k$  – постоянная Больцмана,  $T$  – температура,  $I_S$  и  $I_{T_0}$  – энергии отрыва дислокации от парамагнитной примеси в синглетном и триплетном состояниях «радикальной пары»,  $B_0$  – поле насыщения,  $\Delta\rho_m$  – прирост плотности подвижных дислокаций в магнитном поле, равный  $\rho_m - \rho_{m_0}$ . Расчет по формуле для значений  $I_S - I_{T_0} \approx 0,1$  эВ [2],  $k = 1,38 \cdot 10^{-23}$  Дж/К,  $T = 293$  К,  $B_0 = 0,9$  Тл (алюминий) и указанных выше экспериментальных  $\rho_m, \rho_{m_0}$  дает для второго участка значение  $\xi_{th}^{II} = 54,4\%$ , согласующееся с экспериментальным – 55%.

Таким образом, относительное снижение скорости ползучести алюминия в магнитном поле (второй участок) объясняется физически процессами открепления и преимущественного закрепления дислокаций на парамагнитных примесях.

1. Петрунин В.А. Загуляев Д.В. и др. // Вестник Тюменского государственного университета. - 2009. - №6. - С.60-63.
2. Молоцкий М.И. // ФТТ. - 1991. - Т.33. - № 10. - С.3112-3114.

# КОЛИЧЕСТВЕННОЕ ОПИСАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР, ФОРМИРУЮЩИХСЯ НА МИКРОУРОВНЕ ПРИ ФРАГМЕНТАЦИИ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ

Коваленко В. В., Громов В. Е., Козлов Э. В., Конева Н. А., Попова Н. А.

Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия

[viktor.kovalenko\\_76@mail.ru](mailto:viktor.kovalenko_76@mail.ru),

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск, Россия

[koneva@tsuab.ru](mailto:koneva@tsuab.ru)

В результате различных способов воздействия, таких как ковка, прокатка, волочение, штамповка и прочие, в материале образуются неоднородные структуры, называемые градиентными.

Количественные характеристики свидетельствуют о том, что материал отколовшейся части валка был подвергнут значительной деформации. Во-первых, весь объем материала фрагментирован. Во-вторых, велика объемная доля вторичных фрагментов (вдали от поверхности валка она равна 0,5). При этом размер фрагментов по мере приближения к поверхности постоянно уменьшается. В-третьих, высока плотность дислокаций в  $\alpha$ -фазе. По мере приближения к поверхности все количественные характеристики дислокационной структуры меняются. На рисунке 1 приведены зависимости изменения (градиента) среднего размера фрагментов и скалярной плотности дислокаций и их градиента при удалении от поверхности. Как видно из представленного рисунка (кривая 2), скалярная плотность дислокаций в среднем по материалу в исследуемом слое образца возрастает к поверхности незначительно (с  $2 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$  до  $3 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ ). Однако ее поведение внутри фрагментов разного типа различно. На расстоянии 10 мм от поверхности величина  $\rho$  во фрагментах обоих типов практически одинакова. По мере приближения к поверхности образца скалярная плотность дислокаций внутри первичных фрагментов равномерно и слабо возрастает. Скалярная плотность дислокаций внутри вторичных фрагментов вначале практически не изменяется, а затем резко возрастает и на поверхности образца ее значение становится даже несколько выше, чем в первичных фрагментах.

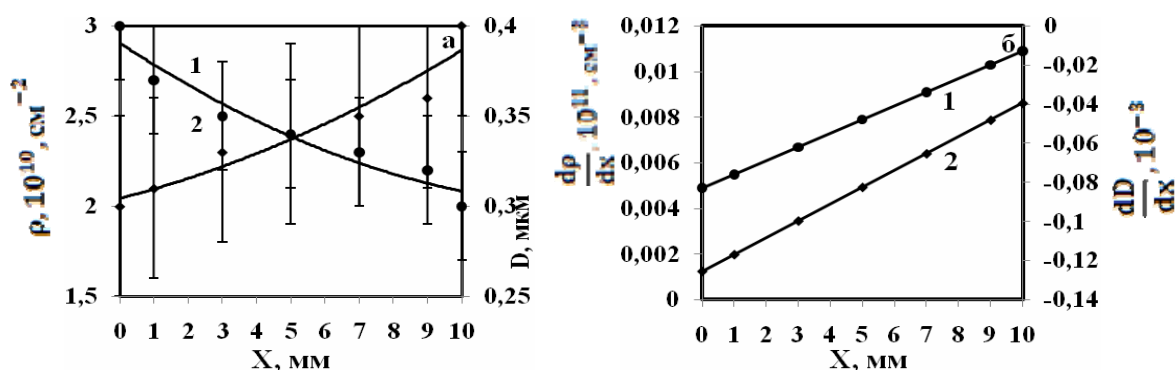


Рис. 1. Градиент (а) и изменение градиента (б) количественных характеристик фрагментированной структуры в стали 9ХФ по мере удаления от поверхности валка: скалярной плотности дислокаций в материале (1) и среднего значения размера фрагментов в материале (2)

## ФОРМИРОВАНИЕ ФРАГМЕНТИРОВАННЫХ ОБЪЕМОВ В ПРОЦЕССЕ СТРУКТУРНО - ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ДЕФОРМИРОВАННОЙ ПРОКАТОМ

Коваленко В. В., Громов В. Е., Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк, Россия*

[viktor\\_kovalenko\\_76@mail.ru](mailto:viktor_kovalenko_76@mail.ru),

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

[koneva@tsuab.ru](mailto:koneva@tsuab.ru)

В результате различных способов воздействия, таких как ковка, прокатка, волочение, штамповка и прочие, в материале образуются неоднородные структуры, называемые градиентными. В этих структурах по мере удаления от поверхности изменяются такие характеристики, как: плотность дефектов, их организация, размеры и тип фрагментов. Одновременно в этом же направлении изменяется концентрация легирующих элементов и примесей, что влечет за собой изменение фазового состава, списка присутствующих фаз и их морфологии. При этом будут изменяться эксплуатационные и технологические характеристики, такие как прочность и пластичность, внутренние поля напряжения и плотность трещин и пр.

Пластическая деформация вала, приведшая к отколу исследуемой части образца, привела к искривлению и частичному разрушению перлитных колоний. Причем, чем ближе к поверхности образца, тем сильнее искривление колоний. Значительно возросла скалярная плотность дислокаций в  $\alpha$ -фазе. Накопление дислокаций повлекло за собой их перераспределение и, как следствие, фрагментацию материала, т.е. образование разориентированных объемов, разделенных границами дислокационного типа. В исследуемой стали наблюдается два типа фрагментации - первичная и вторичная. При первичной фрагментации структура перлитных колоний в основном сохраняется. На фоне возросшей плотности дислокаций наблюдаются достаточно четкие границы, ориентированные в основном поперек ферритных пластин. Фрагменты имеют четко выраженную анизотропную форму. Они удлинены вдоль оси перлитной колонии. Ширина их равна поперечному размеру пластины  $\alpha$ -фазы. Длинными границами фрагментов являются межфазные границы « $\alpha$ -матрица – цементит», существовавшие еще в стали в исходном состоянии. Практически под прямым углом к ним располагаются короткие границы. Находятся они внутри прослоек  $\alpha$ -фазы и имеют дислокационную природу. При вторичной фрагментации происходит образование дислокационных стенок как поперек, так и вдоль пластин  $\alpha$ -фазы. Вторичная фрагментация разрушает перлитные колонии, создавая в структуре хаос. Образуются изотропные фрагменты  $\alpha$ -фазы, границы которых частично окаймлены цементитом. Такие участки представляют собой смесь зерен  $\alpha$ - фазы и цементита.



# ИЗМЕНЕНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 20X23N18, ПОДВЕРГНУТОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ И МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ

Сизов В. В.<sup>1</sup>, Воробьев С. В.<sup>1</sup>, Мясникова В. И.<sup>1</sup>, Комиссарова И. А.<sup>1</sup>,  
Коновалов С. В.<sup>1</sup>, Иванов Ю. Ф.<sup>2</sup>, Громов В. Е.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия, [yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)

подавляющее большинство сталей используется в промышленности, находясь в поликристаллическом состоянии. Важнейшими параметрами зеренной структуры, формирующейся в материале при различных способах обработки и существенно влияющими на его свойства, являются средний размер зерна, степень совершенства зерен, характер и степень разноточности материала, наличие и характер текстуры, степень неравноосности зерен.

Настоящая работа посвящена анализу состояния зеренной структуры стали 20X23N18, формирующейся в поверхностном слое в результате облучения высокоинтенсивным низкоэнергетическим электронным пучком и последующих усталостных испытаний, завершившихся разрушением образцов.

Характерным элементом зеренной структуры стали исходного состояния являются микродвойники. Исследуемая сталь не является однофазным материалом. Выполнены исследования поверхностного слоя и показано, что электронно-пучковая обработка приводит к существенному (в ~2,3 раза) измельчению зеренной структуры стали. Высказано предположение о протекании в стали процесса динамической рекристаллизации, инициированного высоким уровнем напряжений, возникающих в материале при высокоскоростном охлаждении.

Выявлено формирование в объеме зерен ячеек высокоскоростной кристаллизации стали. Показано, что размеры ячеек могут зависеть от расположения в зерне: в объеме зерна средние размеры ячеек составляют 200...400 нм; в приграничных областях ~600 нм. Установлено, что ячейки кристаллизации не разрушаются в условиях многоциклового усталостного нагружения.

Показано, что усталостные испытания стали 20X23N18, предварительно облученной электронным пучком (плотность энергии пучка электронов 30 и 40 Дж/см<sup>2</sup>), сопровождаются существенным расширением (по сравнению с зерненным ансамблем стали, не обработанной электронным пучком) спектра размеров зерен, что может являться следствием протекания в стали процесса динамической рекристаллизации, инициированного усталостными испытаниями. Облучение стали электронным пучком с меньшей плотностью энергии пучка электронов (20 Дж/см<sup>2</sup>), не приводит к протеканию процесса динамической рекристаллизации, что свидетельствует о малой подвижности границ зерен стали, обусловленной присутствием на границах частиц карбидной фазы.

Установлено, что многоцикловые усталостные испытания стали, подвергнутой штатной термической обработке, приводят к снижению среднего размера зерен в зоне разрушения материала. Многоцикловые усталостные испытания стали, предварительно обработанной электронным пучком, приводят к увеличению среднего размера зерен в зоне разрушения материала.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (заявка 2012-1.1-12-000-2003-6211).*

## СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 20X13, ПОДВЕРГНУТОЙ ОБРАБОТКЕ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ

Бессонов Д. А.<sup>1</sup>, Воробьев С. В.<sup>1</sup>, Белоусова Я. В.<sup>1</sup>, Комиссарова И. А.<sup>1</sup>,  
Коновалов С. В.<sup>1</sup>, Иванов Ю. Ф.<sup>2</sup>, Громов В. Е.<sup>1</sup>

<sup>1</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, г. Новокузнецк, Россия*  
[gromov@physics.sibsiu.ru](mailto:gromov@physics.sibsiu.ru)

<sup>2</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия*  
[yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)

Состояние поверхностных слоев является немаловажным фактором, оказывающим определяющее влияние на многие характеристики материала (микро- и нанотвердость, износостойкость, коррозионную стойкость, усталостный ресурс и т.д.). Целью работы является исследование структурно-фазовых состояний поверхностных слоев стали 20X13 в результате облучения высокоинтенсивным электронным пучком с целью увеличения ее усталостной долговечности.

Методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной дифракционной микроскопии проведены исследования и выявлены закономерности формирования на макро-, мезо-, микро- и наномасштабных уровнях структурно-фазовых состояний поверхности стали 20X13, подвергнутой электронно-пучковой обработке. Показано, что электронно-пучковая обработка с плотностью энергии 10–30 Дж/см<sup>2</sup>, приводит к увеличению усталостного ресурса в 1,4 – 1,9 раза.

В исходном состоянии исследуемая сталь являлась поликристаллическим агрегатом, в объеме зерен которого в результате закалки была сформирована мартенситная структура. Зерна имели неравноосную форму, средний размер зерен 16,3 мкм. По границам зерен присутствуют частицы второй фазы, которые, следуя результатам микродифракционного анализа, являются карбидами на основе хрома состава M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>.

Высокоинтенсивная импульсная электронно-пучковая обработка с плотностью энергии пучка электронов  $E_s = 10, 20, 30$  Дж/см<sup>2</sup> предварительно закаленной стали 20X13 приводит к увеличению числа циклов до разрушения в 1,4; 1,6 и 1,9 раза, соответственно. При этом в поверхностных слоях формируется разномасштабная многофазная структура. Выявлены режимы электронно-пучковой обработки, позволяющие формировать в поверхностном слое стали структуру с малым размером зерен.

Методами современного физического материаловедения исследованы структурно-фазовые состояния поверхностного слоя и выявлено формирование частиц вторичной фазы наноразмерного диапазона. Показано, что при обработке стали электронным пучком с плотностью энергии ~10 Дж/см<sup>2</sup> частицы второй фазы формируются только в структуре ячеистой кристаллизации; при плотности энергии пучка электронов 20...30 Дж/см<sup>2</sup> – в структуре ячеистой кристаллизации и в объеме зерен  $\alpha$ -фазы. Увеличение плотности энергии пучка электронов до 20 Дж/см<sup>2</sup> сопровождается формированием поверхностного слоя с существенно большим размером зерен. Это обстоятельство позволяет высказать предположение о протекании в стали при данном режиме облучения процесса, подобного процессу динамической рекристаллизации.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ (проекты № 12-02-00092-а) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №02.740.11.0538).*

## УСТАНОВЛЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ИЗМЕНЕНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ 08X18H10T

Горбунов С. В.<sup>1</sup>, Воробьев С. В.<sup>1</sup>, Мясникова В. И.<sup>1</sup>, Гришунин В. А.<sup>1</sup>,  
Коновалов С. В.<sup>1</sup>, Иванов Ю. Ф.<sup>2</sup>, Громов В. Е.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, г. Томск, Россия  
[yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)

Значительная часть разрушений деталей машин, конструкций и сооружений начинается на поверхности или в приповерхностных слоях. Для повышения прочности и усталостной долговечности в последние годы используются многочисленные методы поверхностной обработки на основе концентрированных потоков энергии.

Целью работы являлось установление закономерностей изменения по глубине градиентных структурно-фазовых состояний, формирующихся в поверхностном слое нержавеющей стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком.

В качестве материала для исследования использовали сталь 08X18H10T после закалки в воду от 1000 °С. Методами оптической и электронной микроскопии проведены исследования структурно-фазовых состояний стали 08X18H10T, подвергнутой импульсной электронно-пучковой обработке в режиме плавления поверхностного слоя.

Электронно-пучковая обработка поверхности стали в режиме плавления сопровождается существенным изменением структурно-фазового состояния приповерхностного слоя материала. В результате сверхбыстрой кристаллизации расплава в поверхностном слое формируются дендритные структуры субмикронных размеров. В подповерхностном слое происходит процесс динамической рекристаллизации, инициированный сверхвысокими скоростями нагрева и охлаждения, что приводит к уменьшению среднего размера зерна в два раза.

Наблюдается преобразование внутризеренной структуры стали. Установлено, что увеличение скалярной плотности дислокаций, роста внутренних полей напряжений и объема материала, занятого микродвойниками, а также степени разориентации элементов субструктуры обусловлены термоупругими напряжениями, возникающими в поверхностном слое вследствие сверхвысоких скоростей охлаждения. Частицы исходной карбидной фазы растворяются, и выделяются наноразмерные частицы других фаз. Закономерности изменения фазового состава, размеров и плотности частиц карбидной фазы, состояния дефектной субструктуры в зависимости от расстояния до поверхности облучения свидетельствуют о формировании в приповерхностном слое стали, обработанной высокоинтенсивным электронным пучком, градиентного структурно-фазового состояния.

В заключение отметим, что электронно-пучковая обработка обеспечила увеличение долговечности стали в 3,5 раза при многоцикловом усталостном нагружении.

*Работа выполнена при частичной финансовой поддержке грантов РФФИ (проекты № 12-02-00092-а) и ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (гос. контракт №02.740.11.0538).*

## ВЛИЯНИЕ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ АЛЮМИНИЯ

Загуляев Д. В.<sup>1</sup>, Коновалов С. В.<sup>1</sup>, Комиссарова И. А.<sup>1</sup>, Мясникова В. И.<sup>1</sup>,  
Иванов Ю. Ф.<sup>2</sup>, Громов В. Е.<sup>1</sup>

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

<sup>2</sup>Институт сильноточной электроники СО РАН, г.Томск, Россия, [yufi@mail2000.ru](mailto:yufi@mail2000.ru)

Исследования методами электронной микроскопии особенностей формирования дислокационной субструктуры при пластическом деформировании металлов и сплавов во внешнем магнитном поле способны дать важную информацию о физических процессах в подсистеме структурных дефектов, недоступную другим методам исследования.

В настоящее время установлено, что даже энергетически слабое магнитное поле с индукцией до 1 Тл, воздействующее на твердые тела, подвергаемые деформированию, способно существенно изменять как кинетику протекания процесса, так и интегральные прочностные и пластические характеристики. Природу этого явления принято связывать со спиновой конверсией в примесных центрах, приводящей к перестройке их электронной структуры и соответствующему снижению их взаимодействия с дислокациями.

Методами дифракционной электронной микроскопии проведены исследования дислокационной субструктуры, формирующейся в алюминии на линейной стадии ползучести и при разрушении в магнитном поле. Показано, что наложение магнитного поля приводит к более высокой степени дефектности структуры, а также снижению скорости деформации и интенсификации в зоне разрушения процесса формирования дислокационных петель.

В данной связи становится актуальным анализ влияния слабого магнитного поля на закономерности формирования дислокационной субструктуры в алюминии при ползучести, что и являлось целью работы. В качестве материала исследования был использован поликристаллический технически чистый алюминий марки А85. Исходная структура материала была получена деформацией прокаткой.

Выполненные в работе исследования технически чистого алюминия показали, что испытания в присутствии магнитного поля приводят к большему накоплению скалярной плотности дислокаций, формирующих, преимущественно, структуру дислокационного хаоса, к более развитому процессу формирования дислокационных петель, а также к формированию вдоль границ блоков вторичной блочной системы. Исследования зоны разрушения показали, что испытания в присутствии магнитного поля сопровождаются интенсификацией процесса формирования дислокационных петель, способствуя повышению прочности материала. Чем выше их плотность, тем больше степень закрепления дислокаций и тем выше прочность материала.

Обнаруженные особенности дефектной субструктуры свидетельствуют о более высокой степени упрочнения алюминия в условиях деформации в присутствии магнитного поля, как на стадии установившейся ползучести, так и при разрушении. Как следствие этого – снижение относительной скорости ползучести алюминия в условиях деформации в присутствии магнитного поля на стадии установившейся ползучести.

*Работа выполнялась при финансовой поддержке ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России на 2009-2013 г.г.» (госконтракт 16.740.11.0314).*

# ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С МАГНИТОМЯГКИМИ СВОЙСТВАМИ

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

*Институт физики твердого тела РАН, Черноголовка, Россия*  
[squirrel\\_red@mail.ru](mailto:squirrel_red@mail.ru)

Композиционные наноматериалы на основе железа Fe–Cu–Nb–Si–B (Finemet), обладающие великолепными магнитомягкими характеристиками широко применяются в различных электромагнитных устройствах. Одним из способов получения наноматериалов является метод кристаллизации аморфных сплавов термообработкой. Применение методов интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет расширить группу сплавов, в которых образуется композиционная аморфно-нанокристаллическая структура.

Известно, что ИПД в аморфных сплавах системы Fe–Si–B приводит к образованию нанокристаллов  $\alpha$  – Fe, распределенных в аморфной матрице. При этом, кристаллизация происходит преимущественно в областях локализации пластической деформации – полосах сдвига. Однако окончательно механизм нанокристаллизации под действием пластической деформацией, не определен.

В работе изучался сплав Fe<sub>78</sub>Si<sub>13</sub>Bi<sub>9</sub> после нагрева и после деформации. Для проверки предположения о разогреве материала в области полос сдвига с последующей его закалкой со скоростью, недостаточной для полной аморфизации, как определяющего фактора процесса нанокристаллизации, был проведен ряд кратковременных отжигов изучаемого сплава. Проведено изучение и сравнение морфологии и фазового состава образцов после указанных обработок.

Показано, что в результате нагрева при разных температурах и длительностях обработки выделяется сразу несколько кристаллических фаз, что отличается от нанокристаллизации, наведенной деформацией, когда образуются только нанокристаллы Fe. Причем, кристаллы  $\alpha$ –Fe, выделившиеся в результате рассматриваемых обработок, заметно отличаются по размеру.

Таким образом, показано, что структура образцов не зависит от разогрева материала при ИПД, а обусловлена большой ролью структурных изменений в аморфной матрице при деформации.

Кроме того, в работе исследовались магнитные свойства выбранного сплава после ИПД и их зависимость от условий обработки при деформации. Показано, что применение ИПД заметно отражается на магнитных свойствах данного аморфного материала: коэрцитивная сила деформированных образцов увеличивается с увеличением степени деформации.

Важным является вопрос, как свести к минимуму величину коэрцитивной силы, что позволит уменьшить потери на перемагничивание материала. В данной работе сделана попытка повлиять на значение коэрцитивной силы образцов после ИПД, производя изотермические отжиги деформированных образцов до температур ниже температуры кристаллизации. Показано, что термообработка сплава после ИПД при определенных температурах и длительности позволяет уменьшить деформационные напряжения, внесенные в образцы при деформации, что улучшает магнитомягкие свойства деформированных образцов.

*Работа выполнена частично при финансовой поддержке РФФИ (проект 12-02-00537).*

## ВЛИЯНИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ И ВКЛЮЧЕНИЙ НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ

Куксин А.Ю., Янилкин А.В.

*ОИВТ РАН, Москва, Россия*  
*ВНИИА им. Духова, Москва, Россия*  
[alexey.kuksin@gmail.com](mailto:alexey.kuksin@gmail.com)

Интерес к изучению поведения материалов при сверхбыстром импульсном энергокладе поддерживается развитием соответствующих экспериментальных методов: сильных волн сжатия, генерируемых сверхкороткими лазерными импульсами и пучками тяжелых ионов, плоских ударных волн, генерируемых метанием фольг, интерференции ударных волн при сферическом обжати. Из-за трудностей с диагностикой эволюции микроструктуры материала с высоким временным разрешением, микроскопические процессы деформации при динамическом нагружении поняты на сегодняшний день довольно плохо. Атомистические модели могут помочь понять механизмы и оценить скорости пластической деформации, достижимые в такого рода импульсных процессах. В представленной работе рассмотрены механизмы зарождения пластической деформации при высокоскоростном одноосном сжатии и некоторые особенности взаимодействия дислокаций с дефектами кристаллической структуры в сплавах алюминия и меди. Исследование основано на моделировании методом молекулярной динамики. Сделаны оценки скорости пластической деформации и критических напряжений, необходимых для зарождения и размножения дислокационных петель.

Зарождение дефектов, обеспечивающих пластическую деформацию, рассмотрено как в случае бездефектных кристаллов, так и для кристаллов с точечными дефектами (вакансиями и примесными атомами) и precipitates (зоны Гинье-Престона в сплаве Al-Cu). Проанализирована активация различных систем скольжения в зависимости от кристаллографического направления сжатия. Для некоторых направлений происходит активация нескольких систем скольжения, что приводит к формированию сложной структуры со множеством пересекающихся дислокаций. Обсуждается связь с экспериментальными данными для сходящихся ударных волн [Dobromyslov, Taluts, Kozlov Int. J. Mat. Research 2009. No. 03. P. 395]. В некоторых случаях при ударном сжатии пластическая деформация инициируется при распространении дефекта, не принадлежащего к одной плоскости скольжения, который в дальнейшем «расщепляется» с образованием обычных дислокационных петель и двойников.

Рассмотрено влияние вакансий, атомов примеси и precipitates на величину критических напряжений, необходимых для движения дислокаций, и динамический коэффициент трения дислокаций в зависимости от температуры и концентрации дефектов. Установлено, что точечные дефекты в ГЦК кристаллах (Al, Cu) приводят к росту критического напряжения пропорционально их концентрации, в ОЦК же металлах наоборот, имеет место рост коэффициента трения. Обнаружен немонотонный характер изменения критических напряжений преодоления precipitates Cu в Al с ростом температуры.

*Работа поддержана грантом РФФИ 11-08-12107-офи-м-2011.*

## KEY ROLE OF CLASSICAL DEFORMATION HARDENING OR SOFTENING IN BIOLOGICAL TISSUES UNDER PHASE TRANSITIONS

Kisel V.P.

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

May be, the cause [of cancer] is the only one and simple, and we think too complicated, that's why we could not answer this question.

*Loren Schwartz (Paris)*

It was shown that all types of phase transformations (PTs) are determined by the deformation work hardening (DWH) and softening (DWS) mechanisms at phase interfaces in all types of matter including biological tissues (BT)<sup>1-2</sup>. There are a lot of experimental evidences for that PTs determine the deformation physical-chemical effects (the acoustical, particle and electromagnetic field irradiations) and their influence on PTs<sup>1</sup>. Recent experiments<sup>3,4</sup> confirmed that both anti-aging and anti-cancer drugs have the same DWS effect on BTs due to the lowering of DNA melting temperature and the development of diseases<sup>1-3</sup>. This is in line with the facts that in the evolution range from Protozoa to anthropoid species the cells differentiation makes gradual DWH of cells thus initiating the increasing probability of cancer and decreasing cell growth rate, regeneration activity and radiation resistance in BT, the shortening of telomeres and the maximal longevity of life, etc.<sup>3</sup>. Any malignant tumors are changed according to the degree of cell differentiation and the pregrowth character with the features of immature and embryonic forms. It is characteristic that the activation of any genes by the deformation with viruses, physical-chemical effects, physiological stresses with mutation formation, chronic inflammation, deformation (massage) and heavy injury-trauma, etc. demands the so-called threshold deformation like in solids<sup>1</sup>. Recent experiments have shown that it was the hard cover of BT that increased their hardening thus facilitating the penetration of nano-particles in it. This effect is identical to the deformation properties of solids, superconductors (SCs), etc<sup>2</sup>. The aging of the BT from DNA up to populations under various stresses and body metabolism (or electron fatigue deformation) in the electron-transport-chains of mitochondria are determined with the forward DWH (progress of diseases) and the reverse DWS (medical treatment) flow of electric currents<sup>3</sup> (the hysteresis of deformation Bauschinger effect). Since the mechanisms of deformation are the same at PTs<sup>1,2</sup>, we see the increasing DWH, faulty DNA and high rate of proliferation in malignant cells and then their softer state<sup>1,2</sup>. The forth state of cancer cells was confirmed with the softer Young's modulus and they were immortal in comparison with the normal cells like the long-living currents in softer SCs after their DWH<sup>2,3</sup>. This is in line with partial or complete spontaneous reversible deformation-regeneration in BT as in low DWH solids<sup>1-3</sup>, SCs and spontaneous involution of malignant tumors (in soft and small DWH tissues, young BT), etc.

1. Kisel V.P., Kissel N.S. In: Functional Foods for Chronic Diseases, Richardson, TX (USA), Ed. by Dr. Martirosyan D.M., 213 –234 (2006).
2. Kisel V.P. arXiv.org/abs/0905.4428v1(2009).
3. Kisel V.P. Almanac of Gerontology and Geriatrics, No 9, Moscow, 2010, p 66-70 (in Russian)
4. Lando D.Yu, Galuk E.N., Fridman A.C. et al. Dokl Nat Akad Nauk Belarus, 2011, v.55, No 6, 72-78

## **СОЗДАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe, Ni и Ti ПУТЕМ ЦЕЛЕНАПРАВЛЕННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН**

**Глезер А.М., Шурыгина Н.А., Пермякова И.Е.**

*Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова  
ФГУП «ЦНИИЧермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия, [a.glezer@mail.ru](mailto:a.glezer@mail.ru)*

Ранее был развит единый подход к описанию механизма пластической деформации аморфных и нанокристаллических сплавов. Суть его заключается в том, что зернограничные области нанокристаллических материалов, объемная доля которых соизмерима с объемной долей собственно кристаллической фазы, осуществляют пластический сдвиг по механизму низкотемпературного зернограничного микропроскальзывания, аналогичному механизму деформации в аморфных металлических системах. В данном исследовании мы развиваем этот подход для описания более сложных, но практически очень важных, двухфазных аморфно-нанокристаллических и нанокристаллических систем.

Работа посвящена детальному изучению возможностей управления структурой границ зерен в нанокристаллических системах, полученных контролируемым отжигом аморфных сплавов на основе Fe, Ni и Ti. Путем целенаправленной инженерии границ зерен - введение «полезных» примесей (атомов бора) в аморфные межкристаллитные прослойки, изменении их химического состава, толщины в процессе сегрегации - создаются условия для подавления процесса зернограничного проскальзывания. Это позволяет существенно повысить механические характеристики исследуемых материалов, смещая область аномалии соотношения Холла-Петча к меньшим значениям среднего размера нанокристаллов, и приблизиться к уровню предельной (теоретической) прочности твердых тел.

*Работа выполнена при поддержке РФФИ (грант № 12-02-31600 мол\_а).*

## **ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ**

**Лотков А.И., Гришков В.Н., Кашин О. А., Батурин А.А.,  
Гирсова Н.В., Жапова Д.Ю.**

В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований влияния теплой (723К–623К) многопроходной прокатки на эволюцию микроструктуры сплавов на основе TiNi на разных масштабных уровнях, включая мезофрагментацию при развитии полос локализации деформации и внутреннюю микрофрагментацию, обусловленную множественным скольжением дислокаций. Выявлено влияние процессов миграции границ зёрен и динамической рекристаллизации, протекающих в процессе деформирования до величины накопления истинной деформации равной 2.

Изучено влияние теплой деформации на механические свойства, температуры термоупругих мартенситных превращений (МП), закономерности накопления и возврата деформации в изотермических циклах «нагрузка-разгрузка». Показано, что предел прочности возрастает, температуры МП при достаточно небольшой деформации изменяются, а затем не зависят от величины накопленной деформации. Анализируются возможные причины такого поведения. Установлено, что после теплой деформации величина эффекта памяти формы и сверхэластичности остается на высоком уровне.



## ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ПОЛЯ ПЕРЕСЕКАЮЩИХСЯ СКОПЛЕНИЙ ЗАРЯЖЕННЫХ ДИСЛОКАЦИЙ

Тялин Ю.И., Тялина В.А.

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

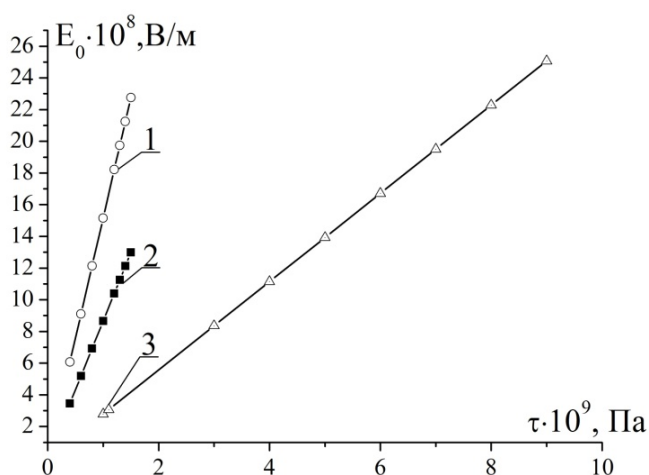
Пусть два симметричных скопления пересекаются под углом  $\theta$ . Уравнения равновесия дислокации для этого случая могут быть записаны в следующей форме:

$$\sum_{j=1}^n \frac{1}{R^2(x_1, x_2)} \left\{ \left[ x_2 (x_1^2 + x_2^2) \sin 2\theta + x_1 (x_1^2 - x_2^2) \cos 2\theta \right] + \right. \\ \left. + kR^{1/2} (x_1, x_2) (x_i - x_j \cos \theta) \right\} + \sum_{j=1, j \neq i}^n \frac{1+k}{x_i - x_j} - \tau/A = 0,$$

$$x_1 = x_j - x_i \cos \theta, \quad x_2 = x_i \sin \theta, \quad R(x_1, x_2) = x_1^2 + x_2^2, \quad i = 2, 3, \dots, n,$$

где  $k = \frac{4\pi(1-\nu)}{\varepsilon G} \left( \frac{\lambda}{b} \right)^2$ ,  $G$  – модуль сдвига,  $\nu$  – коэффициент Пуассона,  $\lambda$  – линейная

плотность заряда дислокаций,  $\varepsilon$  – диэлектрическая проницаемость,  $b$  – вектор Бюргерса,  $x_i$  – координаты дислокаций. Выражение под знаком первой суммы описывает взаимодействие  $i$ -й дислокации с дислокациями в наклонной плоскости, а выражение под знаком второй суммы – взаимодействие с дислокациями своего скопления. В принципе второе скопление можно рассматривать как возмущающий фактор или дополнительную распределенную нагрузку, которая изменяет положение дислокаций в одиночном скоплении. Причем кулоновское взаимодействие всегда будет создавать отталкивание дислокаций, а упругое – притяжение или отталкивание в зависимости от соотношения координат взаимодействующих дислокаций.



**Рис. 1.** Напряженность поля в вершине скопления:  
1 – ортогональное скопление; 2 – плоское скопление; 3 – скопление под углом  $120^\circ$

Зависимость напряженности электрического поля в вершине скопления  $E_0$  (для одного из скопления) от  $\tau$  в области предельных нагрузок приведена на рис. 1. Абсолютные значения напряженности получаются достаточно большими за счет малого расстояния между дислокациями. Здесь мы заходим в область, где перекрываются границы дислокационных ядер. Поэтому полученные значения являются не очень точной оценкой. Но в любом случае напряженность поля растет с увеличением приложенных напряжений, ее величина превосходит напряженность электрического пробоя воздуха и сравнима с напряженностью пробоя

диэлектриков. Электрический пробой может предшествовать разрушению в результате зарождения трещины в вершине скопления.

## ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ БАРЬЕРА НА УСЛОВИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН В ЗАТОРМОЖЕННОМ СКОПЛЕНИИ ДИСЛОКАЦИЙ

Тялин Ю.И., Тялина В.А.

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

В известных схемах, как правило, не затрагивается вопрос о взаимодействии головной дислокации со стопором, а принимается, что он является непреодолимым препятствием для движения дислокаций. Назовем такой барьер геометрическим (1). Потенциальный рельеф подобного рода барьера может быть представлен прямоугольной ступенькой. Наиболее близким примером такого жесткого стопора может служить инородное включение в кристалле. Большая же часть реальных барьеров обладает более протяженными полями упругих напряжений. Назовем их условно силовыми барьерами (2). Такие барьеры не будут полностью блокировать движение головной дислокаций. Это обстоятельство может отразиться на величине критических напряжений зарождения трещин.

Пусть барьер, расположенный в начале координат, представлен супердислокацией с переменным вектором Бюргерса  $mb$ . Подвижные дислокации поджимаются к нему постоянным напряжением  $\tau$ . В этом случае координаты дислокаций являются корни полинома Лагерра  $L_n^{\alpha}(t)$ , где  $\alpha = 2m-1$ , а  $t = 2\tau \cdot x/A$  ( $A = G \cdot b/2\pi(1-\nu)$ ;  $G$  – модуль сдвига,  $\nu$  – коэффициент Пуассона). Приближенные значения корней полинома Лагерра определяются выражением [1]

$$t_i = \frac{j_i^2(\alpha)}{4n + 2\alpha + 2},$$

где  $j_i(\alpha)$  – нули функции Бесселя  $J_{\alpha}(t)$ . Для  $m = 1$   $j_1 = 3.832$ , а  $j_2 = 7.016$  [2].

В обычных единицах

$$x_1 = \frac{A}{2\tau} t_1 = \frac{A}{2\tau} \frac{j_1^2}{4(n+1)} \approx \frac{A j_1^2}{8n\tau}, \quad x_2 = \frac{A j_2^2}{8n\tau}.$$

Отсюда, для геометрического барьера условие слияния дислокаций можно записать в следующем виде

$$x_1 = b = \frac{A j_1^2}{8n\tau}.$$

Критерий зарождения микротрещины будет иметь следующий вид

$$n\tau = \frac{A j_1^2}{8b}.$$

Данное выражение совпадает с условием Стро.

Для силового барьера аналогичное выражение примет следующий вид

$$n\tau = \frac{A(j_2^2 - j_1^2)}{8b}.$$

Таким образом, силовой барьер не будет являться эффективным препятствием для подвижных дислокаций. Для зарождения микротрещин в этом случае потребуются существенно большие напряжения, чем при торможении у геометрического препятствия.

1. Сеге Г. Ортогональные многочлены. -М.: ГИФМЛ, 1962. -500 с.
2. Справочник по специальным функциям. Под ред. Абрамовица М. и Стиган И. – М. Наука. Гл. ред. физ.-мат. литературы, 1979. – 832 с.

## ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА МАГНИТНОГО $\delta T$ – ЭФФЕКТА

Столяренко А. И., Нечаев Е. П.

Мурманский государственный технический университет, г. Мурманск, Россия,  
[belangel@bk.ru](mailto:belangel@bk.ru)

Экспериментально доказано, что сильное магнитное поле смещает границы температурного интервала мартенситного превращения в область более высоких температур имеет большое практическое значение. Отсюда следует, что закалка стали в магнитных полях может происходить при значительно более высоких температурах. Это способствует устранению при закалке сталей таких вредных явлений как растрескивание, коробление и т.д. Определением  $\delta T$ -эффекта занимались многие отечественные и зарубежные исследователи. Расчёты для смещения температуры фазового равновесия во внешнем магнитном поле для мартенситного превращения, впервые сделанные В.Д. Садовским и М.А. Кривоглазом, подтверждены экспериментальными данными [1].

Анализ имеющихся экспериментальных данных показывают, что линейную зависимость температуры смещения фазового превращения от магнитного поля можно ожидать только в таком диапазоне температур и полей, где не происходит заметного изменения намагниченности. В противном случае эта зависимость является нелинейной.

Для экспериментальной проверки экспоненциальной зависимости  $\delta T = f(H)$  нами использовались образцы стали X15H5Д2Т. Показано, что аппроксимирующей функцией кривой  $\delta T = f(H)$  является не прямая, а функция типа экспоненты, как это следует из термодинамической теории. В пользу экспоненциальной зависимости смещения температуры фазового равновесия от сильного магнитного поля говорит и полученная прямая, построенная в координатах логарифм магнитного  $\delta T$ -эффекта от напряжённости магнитного поля. Сделав подсчёт для стали X15H5Д2Т по выражению  $\delta T = \sigma HT_0/q_0$ , получим:  $\delta T = 12 \cdot 10^4 \cdot 7 \cdot 10^{-3} \cdot 8 \cdot 10^6 \cdot 503 / 4 \cdot 3,24 \cdot 1,5 \cdot 10^4 \cdot 6 \cdot 10^6 \approx 8$  К.

Полученная расчётная формула для определения  $\delta T$  с учётом магнитострикционных деформаций даёт:  $\delta T = \sigma HT_0/q_0 + q\kappa a' \omega T_0/q_0 + \mu \gamma \lambda_s \cdot 3 \cos 2\varphi T_0/2q_0$  при  $T_0 = 703$  К,  $\kappa = 1,7 \cdot 10^{11}$  Дж/м<sup>3</sup>,  $\mu = 8 \cdot 10^{10}$  Дж/м<sup>2</sup>,  $\omega = 10^{-4}$ ,  $\lambda_s = 2 \cdot 10^{-6}$ ,  $\gamma = 0,20$ ,  $a' = 0,05$ , и, подставив соответствующие значения  $q_0$  (полученного на пирометре Курнакова) и  $\sigma$ , получим, что при  $\varphi = 0$   $\delta T = 8 + 3 + 0,75 \approx 12$  К, а эксперимент даёт  $\delta T \approx 22,5$  К.

Количественные расчёты, в которых учитывается, наряду с энергией намагничивания  $\sigma H$ , также и энергия магнитоупругих напряжений, свидетельствуют о необходимости комплексного учёта факторов, обусловленных действием магнитного поля.

В связи с различной зависимостью магнитных характеристик  $\sigma$ ,  $\lambda_s$ ,  $\omega$  от температуры ( $\sigma$  и  $\lambda_s$  уменьшаются,  $\omega$  – увеличивается с ростом температуры), причём в точке Кюри  $\sigma$  и  $\lambda_s \rightarrow 0$ ,  $\omega \rightarrow \omega_{\max}$  изменяются и удельные вклады энергии намагничивания при суммарном воздействии на фазовые превращения. В исследованиях одновременного наложения магнитного поля и пропускания электрического тока до 10А перпендикулярно направлению поля дополнительного эффекта не замечено.

Итак, при определении смещения температуры фазового равновесия необходимо учитывать не только энергию магнитного поля, но и другие факторы.

1. Кривоглаз М.А. Садовский В.Д. О влиянии сильных магнитных полей на фазовые переходы. Физика металлов и металлостроения. 1964, Том 18, вып.4, С.502-505.

- Столяренко А.И., Нечаев Е.П. О свойствах металлов после термомагнитной обработки импульсными магнитными полями до 36 МА/м. Труды участников V Международной конференции «Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений» (MPFP-2010) 21-26 июня 2010 года, г. Тамбов. С.1074-1075.

## THE RESEARCH CONCERNING THE NATURE OF SELF-ORGANIC HIGH TEMPERATURE YITTRIUM- BARIUM CERAMIC SUPERCONDUCTORS

Gnatyuk-Danilchuk L.P., Kuznetsov V.V., Bistrov D.A.

*MSOU, Moscow, Russian Federation*  
[dcLP\\_44@mail.ru](mailto:dcLP_44@mail.ru)

The goal-oriented effort: theoretical framework for the study of some problems concerning the superconductivity nature of self-organizing yttrium-Barium ceramics, when the superconductor is divided into superconducting domains and a normal phase with the dimension of about  $10^{-5}$  (see), i.e. when we have the dielectric with thin metal jumpers and point contacts. [1, 2, 3, 4] To explain the processes the author has applied the Ginsburg-Landau theory, the Kuznetsov theory, the relativity theory, geometry of Riemann and the theory of quantum entanglement. The author has extended the frames of the Ginsburg-Landau theory and explained the legitimacy of the solution with the help of elliptic geometry, gave the presumed solution electrons masses paradox, determined the hypothetical movement of a pair of electrons with different spins [5].

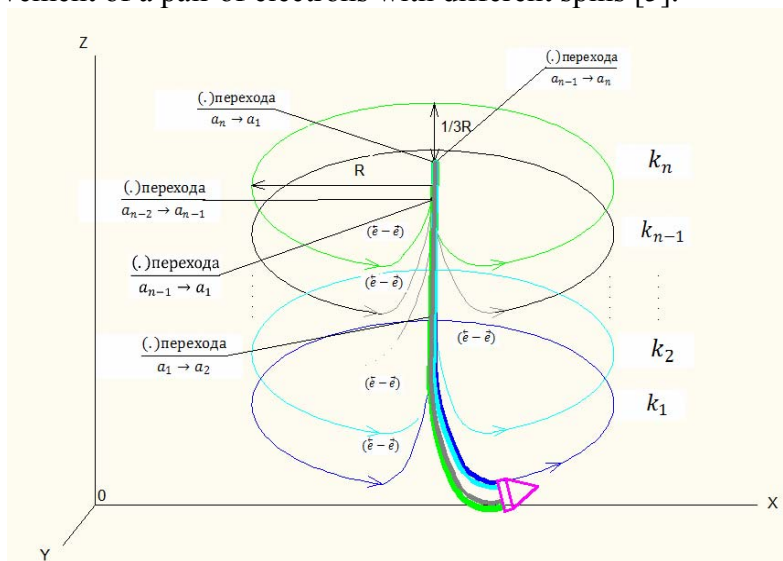


Fig. 1.

Fig.1 which present a schematic depiction of the Riemann surface (imagined by the author), that shows trajectories of electrons with different spins with the application of the theory of quantum entanglement. The author explained the position of the theory of relativity by Einstein confirming the correctness of the results obtained. The author has also determined the stability of the obtained system and the possibility of calculation, according to the Kuznetsov theory, presumably determined the practical and theoretical confirmation of the hypothesis of the author with the help of the works of famous Russian scientists V.A. Doroshenko and V.F.Kravchenko. [6]

- V.Zaliznyak. The world of physics and technology. Fundamentals of computational physics Part1, -M.: 1Texnosfera. 2008.
- L.D.Landau. Collection of works.-M.:FIZMATLIT 2008,under the editorship of E.. I.M. Lifshitz., Halatnikov in 1989.

3. S.P.Kuznetsov. Dynamic chaos. The modern theory of oscillations and waves.-M: Publishing house of physico-mathematical literature, 2006., -356с
4. V.A. Doroshenko, V.F.Kravchenko. Diffraction of electromagnetic waves on non-closed conic structures -M: FIZMATLIT, 2009, 272с.

## КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ТЕЛЕМЕТРИЧЕСКИХ СИСТЕМ

**Паклев В.Р.**

*ФГБОУ ВПО «Самарский государственный технический университет»,  
г. Самара, РФ,  
[shaber@mail.ru](mailto:shaber@mail.ru)*

В конструкции телеметрических систем применяются композиционные материалы на основе эпоксидной смолы ЭД-20 и армирующего стекловолокна. Во время эксплуатации данный композит постоянно подвергается абразивному, механическому воздействиям в среде постоянно циркулирующего агрессивного бурового раствора. К этому добавляется критерий по диэлектрическим свойствам армированного эпоксидного компаунда, который определяется минимальным сопротивлением в 1 Мом при 500 V.

Для увеличения ресурса работы по этим параметрам целесообразно использовать многослойные композиты, в которых на армирующую стеклоленту наносится компаунд на основе эпоксидной смолы двух составов: на наружный слой – абразивостойкий, а на внутренний – электроизоляционный.

Повышение электроизоляционных свойств эпоксидных смол обеспечивается введением в них порошка слюды, обладающего электрической прочностью почти в 5 раз более высокую, чем эпоксидная смола без наполнителей. К абразивному изнашиванию высокой стойкостью к обладают высокотвердые материалы (твердые сплавы) или эластичные полимеры (резины). В связи с вышесказанным проведены исследования износостойкости композитов на основе эпоксидной смолы ЭД20 (отвердитель ПЭПА) с различными порошковыми наполнителями (слюдой, дисульфидом вольфрама, корундом, ультрадисперсными алмазами, твердым сплавом и др.) при трении о незакрепленный абразив. Технология приготовления композитов включала: прокаливание порошков и подогрев смолы; смешивание порошка с эпоксидной смолой; добавка отвердителя; смешивание композита и заливка в форму; старение готового композита в печи при температуре 120°C в течение 2...3-х часов.

Методика триботехнических испытаний композитов на стойкость к абразивному изнашиванию производилась при следующих режимах: схема испытаний – «кольцо-плоскость»; среда – алмазная абразивная паста марки АСМ 3/2 НОМГ (ГОСТ 25593-83); давление – 5 МПа; контробразец – сталь 40Х (HRC 45); частота вращения – от 600 мин<sup>-1</sup>; приведенный диаметр поверхности трения – 5,5 мм; ширина дорожки трения – 1 мм; длительность испытаний – 10 минут. После испытаний производили оценку линейного износа с точностью до 1 мкм и рассчитывали скорость абразивного изнашивания в размерности [мкм/час]. Испытания проводили на машине трения «Универсал-1А».

Эксперименты показали, что наибольшую стойкость к абразивному воздействию проявили эпоксидные смолы с наполнителями из резины, фторопласта Ф-4 и нанопорошка оксида алюминия (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). Порошки резины и фторопласта имели крупные частицы (сотни микрометров) и антиабразивный эффект композита стал следствием высокой стойкости к истиранию фторопласта и резин. Наихудшую абразивную стойкость показали композиты с наполнителем из микропорошка твердого сплава ВК-12, вследствие высокого абразивного действия частиц порошка, отделяемого от поверхности при изнашивании композита. Нанопорошок оксида алюминия, который

благодаря малым размерам (менее 100 нм) не обладает абразивным действием, формирует плотную структуру на микро и наноуровнях.

## **ФЕРРОМАГНЕТИЗМ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ОКСИДЕ ЦИНКА: «МАГНИТНАЯ ПЕНА» ИЗ ГРАНИЦ ЗЕРЕН**

**Страумал П.Б.<sup>1</sup>, Мазилкин А.А.<sup>2,3</sup>, Протасова С.Г.<sup>2,3</sup>,  
Страумал Б.Б.<sup>2,4</sup>, Гёринг Э.<sup>3</sup>, Баретцки Б.<sup>4</sup>**

<sup>1</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, 119991 Москва,  
Россия*

[straumal.peter@yandex.ru](mailto:straumal.peter@yandex.ru)

<sup>2</sup>*Институт физики твердого тела РАН, 142432 Черноголовка, Россия*

[straumal@issp.ac.ru](mailto:straumal@issp.ac.ru), [mazilkin@issp.ac.ru](mailto:mazilkin@issp.ac.ru), [sveta@issp.ac.ru](mailto:sveta@issp.ac.ru)

<sup>3</sup>*Max-Planck-Institut für Metallforschung, Heisenbergstrasse 3, 70569 Stuttgart, Germany*

[straumal@mf.mpg.de](mailto:straumal@mf.mpg.de), [mazilkin@mf.mpg.de](mailto:mazilkin@mf.mpg.de), [goering@mf.mpg.de](mailto:goering@mf.mpg.de)

<sup>4</sup>*Karlsruher Institut für Technologie, Institut für Nanotechnologie, Hermann-von-Helmholtz-  
Platz 1, 76344 Eggenstein-Leopoldshafen, Germany*

[brigitte.baretzky@kit.edu](mailto:brigitte.baretzky@kit.edu)

Создание ферромагнитных прозрачных полупроводников с температурой Кюри выше 300 К является важнейшей задачей современного материаловедения. Наиболее многообещающим с этой точки зрения является оксид цинка. Используя недавно созданный метод жидкой керамики, авторы синтезировали плотные пленки ZnO с нанозеренной структурой, которые при комнатной температуре обладают ферромагнитными свойствами. Сопоставление опубликованных в литературе данных показало, что оксид цинка становится ферромагнитным только если удельная площадь границ зерен, приходящаяся на единицу объема, выше некоторого критического значения. Если границ зерен мало, то ферромагнетизм в ZnO не наблюдается. Это означает, что ферромагнетизм в ZnO вызван не свойствами объема кристаллитов, а своего рода «магнитной пеной», состоящей из границ зерен. Исследования с помощью просвечивающей электронной микроскопии высокого разрешения, показали, что кристаллические нанозерна ZnO с вюрцитной решеткой разделены аморфными прослойками, толщина которых растет с увеличением концентрации легирующих элементов. Морфология этих прослоек сильно отличалась от структуры аморфных пленок предсмачивания на границах зерен в системе ZnO:Bi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

*Авторы благодарят за финансовую поддержку Российский фонд фундаментальных исследований (проекты 10-02-00086 и 12-08-31185).*

## ИМЕННОЙ УКАЗАТЕЛЬ

Абросимова Г.Е.	31, 32, 220	Валиев Р.З.	33
Александрова Н.М.	187	Валиев Э.З.	96
Алексеева Л.Е.	83, 160	Ващук Е.С.	212
Алехин В.П.	203	Велигжанин А.А.	144
Андреев В.А.	148	Веселов Н.Н.	118
Антонов В.Е.	139	Ветошкина Н.Г.	43
Аронин А.С.	31, 32, 220	Вирисова Н.Н.	168
Астапова Н.С.	93	Власов Н.М.	175
Астафурова Е.Г.	111	Внуков В.И.	17
Афоникина Н.С.	135	Волков А.Е.	178
		Волосюк М.А.	126
Бадеха К.А.	211	Воробьев С.В.	216, 217, 218
Бадиян Е.Е.	116	Выбойщик М.А.	197
Баннх О.А.	3	Вьюненко Ю.Н.	178
Баранникова С.А.	192		
Барелко В.В.	181	Гаврилюк В.Г.	5
Баретцки Б.	33, 228	Гасанов М.Ф.	57
Баркалов И.П.	181	Гастрок Й.	77
Батаронов И.Л.	195	Гервасьев М.А.	45
Батулин А.А.	208, 223	Гетманова М.Е.	84, 85
Бахрачева Ю.С.	128, 129	Гёринг Э.	228
Беликов С.В.	190	Гирсова Н.В.	223
Белоногова Н.В.	190	Гладковский С.В.	113
Белослудцева Е.С.	55, 100	Глазков В.П.	164
Белоусов А.В.	84	Глезер А.М.	163, 223
Белоусов Г.С.	84	Головин Ю.И.	73
Белоусова Я.В.	217	Горбань В.Ф.	4
Белошайка В.Я.	127	Горбунов С.В.	218
Беяева И.В.	93, 106	Горнакова А.С.	34, 35
Беяков А.Н.	157, 158, 159	Гохфельд Н.В.	101
Бессонов Д.А.	217	Графутин В.И.	140
Биккулова Н.Н.	91	Грачев С.В.	47
Блантер М.С.	10	Григорьева Н.А.	70
Блинова Е.Н.	138	Гринберг Б.А.	16, 40
Бобрышев А.А.	153	Гриценко В.И.	116
Богданов В.И.	120	Гришков В.Н.	223
Бойко Ю.И.	126	Гришунин В.А.	193, 218
Бокштейн Б.С.	6	Громов В.Е.	192, 193, 212-219
Болдин М.С.	167	Гроховский В.И.	211
Бондарев А.Б.	148	Груздева Е.	115
Борисенко Д.Н.	180	Гувалов А.А.	200
Борисенко Е.Б.	180	Гудимова Е.Ю.	177
Борисова П.А.	10, 164	Гундырев В.М.	123
Босин М.Е.	72	Гунько А.Д.	106
Браиловский В.	39	Гусева Д.Г.	49
Бредихин С.И.	189	Гуськов А.П.	206
Бродова И.Г.	78, 191		
Будовских Е.А.	212	Дамен У.	207
Бузанов О.А.	77	Данейко О.И.	70, 71
Буйнова Л.Н.	101	Дегтярева В.Ф.	135, 179
Буржанов А.А.	83	Дежин В.В.	195
Бутусова Е.Н.	168	Деменева Н.В.	189
Бутягин П.Ю.	188	Демченко А.А.	117
Бучаченко А.Л.	122	Демченко М.В.	117
		Денисов А.А.	57, 58

Денисов К.И.	69	Каминский П.П.	107, 108
Денисова Т.В.	196, 198	Канафьева А.С.	44
Джемилев К.Н.	82	Капитонова О.Н.	56
Дикусар В.В.	137	Капуткина Л.М.	80
Дитенберг И.А.	68, 69	Карпинский Д.Н.	103
Дмитриевский А.А.	49	Карпов М.И.	17, 18
Добаткин С.В.	33, 143	Кашин О.А.	223
Долгушева Е.Б.	186	Кащенко М.П.	82
Дорофеев Г.А.	141	Кведер В.В.	67
Драгунов Ю.Г.	175	Кедров В.В.	36, 37
Дубинский С.М.	39	Керимов Э.Ю.	142
Дьяконов Д.Л.	163	Кийко В.М.	17, 18, 194
Дюпин А.П.	97	Киреева И.В.	183-185
		Кириллов В.А.	44
Егоров А.В.	131	Кирюхин Д.П.	181
Егорова Л.Ю.	119	Киселева С.Ф.	25
Ежов Д.К.	209	Кичигина Г.А.	181
Епишин А.И.	6	Классен Н.В.	36
Ерошенко А.Ю.	130	Клепка А.Ю.	153, 155
Ершов А.Е.	206	Клюева Е.С.	210
Ефремова Н.Ю.	49	Клюева С.Ю.	20
		Клячко Н.Л.	73
Жапова Д.Ю.	223	Князькин С.А.	197
Желтов М.А.	57	Кобенко С.В.	109, 110
Желтякова И.С.	17	Ковалевская Т.А.	70, 71
Жемчужникова Д.А.	62	Коваленко В.В.	214, 215
Жилин А.С.	47	Когтенкова О.А.	34, 206
Журавлева М.А.	52	Козлов Э.В.	25-27, 214, 215
		Козлова М.А.	109, 110
Загуляев Д.В.	213, 219	Коледов В.В.	209
Зверькова И.И.	67	Колесников Н.Н.	180
Зелепугин С.А.	171	Колобов Ю.Р.	205
Зельдович В.И.	123, 176	Колупаева С.Н.	71, 81
Золотов А.Е.	57, 58	Колчин А.А.	194
Зубавичус Я.В.	144	Комиссарова И.А.	193, 216, 217, 219
Зуев Л.Б.	107, 192	Комков Н.А.	85
Зырянов А.О.	197	Конева Н.А.	25-27, 214, 215
		Коновалов С.В.	193, 216-219
Иванов К.В.	150	Кононенко В.Г.	126
Иванов М.А.	40	Кончаковский И.В.	47
Иванов С.М.	141	Коплак О.В.	122
Иванов Ю.Ф.	193, 212, 216-219	Копылов В.И.	166, 169, 170
Ивченко М.В.	102	Коржов В.П.	17, 18
Иевлев В.М.	13	Корзников А.В.	112, 113
Изотов В.И.	85	Корзников А.В.	51, 69, 93
Инаекян К.Э.	39	Корзникова Г.Ф.	112, 113
Ионина А.В.	212	Корниенко О.Ю.	190
Иоффе А.В.	196-198	Королев А.В.	95, 96
Иржак А.В.	209	Коротницкий А.В.	39
		Корчагин М.А.	69
Йонсон Э.	207	Косинов Д.А.	192
		Костюченко А.В.	13
Кабанов А.В.	73	Коуров Н.И.	55, 95, 96, 99, 101
Казанцев В.А.	95	Крапивка Н.А.	4
Кайбышев Р.О.	62, 124, 125, 159	Крапошин В.С.	30
Кайгородова Л.И.	61	Красильников В.В.	115
Калетина Ю.В.	21, 119	Кретинина И.В.	183, 184



Кривошеина М.Н. 109, 110  
Криштал М.М. 23  
Круглова А.А. 20  
Крючков А.В. 108  
Кувшинова А.А. 49  
Кугаенко О.М. 77  
Кудренко Е.А. 36  
Кудряшова О.В. 45  
Кузнецов П.В. 93, 106  
Кузнецова Т.В. 56  
Куксин А.Ю. 162, 221  
Кулаева Н.А. 71  
Кулаков В.И. 67  
Куликова М.А. 87  
Кулицкий В.А. 125  
Кунцевич Т.Э. 60  
Купрекова Е.И. 38  
Куранова Н.Н. 95-97, 99, 100  
Курек Е.И. 151  
Кусакин П.С. 124  
Куц О.А. 184  
Кучеев Ю.О. 35  
Кучин Д.С. 209

Лабзова Л.В. 210  
Лавриков Р.Д. 16  
Ладьянов В.И. 141  
Левина А.В. 88  
Леонтьева-Смирнова М.В. 111  
Лепендин А.А. 131  
Летенков О.В. 148  
Ливанова Н.О. 86  
Ливанова О.В. 86  
Литовченко И.Ю. 50, 51, 111  
Ловцов А.Р. 49  
Ломакин В.В. 58  
Лопатин Ю.Г. 166, 169  
Лосев А.Ю. 156  
Лотков А.И. 177, 208, 223

Мазилкин А.А. 33, 228  
Макара В.А. 155  
Макаров В.В. 96, 99  
Маковецкий А.Н. 172  
Макушев С.Ю. 138, 187  
Малашенко В.В. 149  
Малашенко Т.И. 149  
Малофеев С.С. 125  
Мальцева Л.А. 88, 89  
Мальцева Т.В. 88  
Мамонова А.А. 136  
Манухина Д.В. 156  
Марков Г.А. 108  
Маркова Г.В. 210  
Мартусевич Е.А. 193, 213  
Марченков В.В. 55, 56  
Марченкова Е.Б. 55, 56, 95, 100

Матвеев Д.В. 31, 220  
Мейснер Л.Л. 177  
Мелехин Н.В. 166, 169  
Мелькумов А.И. 201  
Мельчаков М.А. 114  
Менушенков А.П. 209  
Метлов Л.С. 105  
Милейко С.Т. 194  
Миляев И.М. 113  
Мирзаев Д.А. 172  
Мишетьян А.Р. 46  
Могучева А.А. 52, 62, 125  
Молодец А.М. 201  
Моргунов Р.Б. 122  
Морозов Ю.Д. 46  
Мухин Е.Е. 133  
Мьшляев М.М. 28, 105  
Мясникова В.И. 216, 218, 219

Надежкин М.В. 192  
Найден Е.П. 51  
Найденкин Е.В. 150  
Насонов П.А. 176, 191  
Некрасова Л.П. 206  
Нечаев Е.П. 226  
Никифорова С.М. 47  
Николаев С.В. 142  
Новиков В.А. 90  
Новоселов И.И. 162  
Новохатская Н.И. 194  
Носова Г.И. 154, 163  
Нохрин А.В. 166-170

Обрядина Е.Ю. 202  
Обухова Ю.Б. 118  
Озерец Н.Н. 89  
Олейнич-Лысюк А.В. 151  
Омельченко А.В. 84  
Орлов В.В. 20  
Осинская Ю.В. 121  
Остапенко М.Г. 177

Паклев В.Р. 228  
Палатников М.Н. 202  
Панкова М.Н. 160  
Пантюхова О.Д. 74  
Панченко Е.Ю. 43, 44  
Пацелов А.М. 16, 40  
Перевезенцев В.Н. 65  
Пермякова И.Е. 223  
Першина Е.А. 31, 220  
Петелин А.Е. 81  
Петикова Т.Н. 128  
Петраков В.С. 77  
Петржик М.И. 39  
Петров С.С. 121  
Петрова А.Н. 191

Петрунин В.А.	213	Сахаров С.А.	77
Петухов Б.В.	36	Светлов И.Л.	6
Печина Е.А.	141	Свяжин А.Г.	80
Печковский Э.П.	4	Седых В.Д.	67
Пилюгин В.П.	56, 61, 101, 147	Семенов В.Н.	35
Писклов А.В.	15	Семенова Е.С.	127
Пискунов А.В.	166, 169	Сергеева К.И.	190
Платков В.Я.	127	Сидоров Н.В.	202
Платонов Е.П.	55, 56	Сидоров С.А.	63
Плужникова Т.Н.	63, 64	Сизов В.В.	216
Поздняков М.Л.	77	Сирота В.В.	115
Покоев А.В.	121	Сисанбаев А.В.	117
Поляков В.В.	131	Ситников Н.Н.	209
Полякова Н.А.	187	Скворцов А.А.	118
Полянский А.М.	133	Скворцов А.И.	114, 118
Полянский В.А.	133	Скворцова Н.П.	173
Пономарева М.В.	213	Слюсаренко Е.М.	142
Попов А.А.	17, 54, 60	Смирнова Д.Е.	161
Попов А.Ю.	153, 155	Смирнова И.А.	134
Попов В.А.	120, 152	Соловьев Д.М.	48
Попова Н.А.	25, 152, 214, 215	Соловьёва Ю.В.	74
Портной В.К.	120	Соменков В.А.	10
Потапов А.Е.	156	Спивак Л.В.	87
Потапова А.А.	78	Старенченко С.В.	74
Прокопьев Е.П.	140	Старенченко В.А.	74, 75, 76
Прокофьев С.И.	207	Стариков С.В.	199
Прокошкин С.Д.	39	Сташкова Л.А.	56
Протасова С.Г.	33, 228	Столяренко А.И.	226
Прохода А.С.	79	Столяров В.В.	50, 78, 104
Прохоров Д.В.	17, 18	Страумал А.Б.	34
Пумир А.	181	Страумал Б.Б.	33, 34, 35, 228
Пушин А.В.	54, 60, 96, 97, 99	Страумал П.Б.	228
Пушин В.Г.	54-56, 60, 61, 94-102	Стрелецкий А.Н.	188
		Строганова Т.Н.	17
Рааб Г.И.	91, 92	Суворов Э.В.	134
Райков С.В.	212	Сундеев Р.В.	144, 163
Раранский Н.Д.	151	Супрун И.В.	156
Распосиенко Д.Ю.	61	Сурсаева В.Г.	165
Рахматулина Т.В.	93	Счастливец В.М.	20, 21
Рогалин В.Е.	182	Сыпченко В.С.	93
Родин А.О.	6		
Родионов Д.П.	119	Табатчикова Т.И.	20, 172
Рубан А.В.	120	Тверсков А.В.	185
Рубаник В.В.	178,	Теплякова Н.А.	202
Рубаник В.В.мл.	178	Терещенко Н.А.	172
Русаков В.С.	67	Тетюева Т.В.	196-198
Русаненко В.В.	138	Теус С.М.	5
Рускин В.М.	72	Тимонина А.В.	180
Рыбальченко О.В.	143	Тимофеева А.С.	43
Рыбин В.В.	11, 16, 40	Титов С.А.	58
		Тихонова М.С.	124, 157
Савотченко С.Е.	115	Токарев В.В.	47
Сагарадзе В.В.	53	Толкачев В.Ф.	171
Сазонова В.А.	119	Толмачев Т.П.	56
Санников С.В.	103	Толстун А.Н.	194
Сарафанов Г.Ф.	65, 66	Тонкопряд А.Г.	116
Сахаров Н.В.	166, 167	Третникова М.П.	88

Трифонова Е.А. 197, 198  
 Тришкина Л.И. 26, 27  
 Троянов В.А. 94  
 Трубицын В.Ю. 186  
 Туч Е.В. 107, 109, 110  
 Тюменцев А.Н. 50, 51, 68, 69, 111  
 Тюняев А.А. 137  
 Тялин Ю.И. 224, 225  
 Тялина В.А. 224, 225  
  
 Уварова С.С. 77  
 Угурчиев У.Х. 50  
 Уксусников А.Н. 94-97, 99  
 Ульшин В.И. 41, 42  
 Ульшин С.В. 41, 42  
  
 Фаизов И.А. 91  
 Фаизова С.Н. 91, 92  
 Федоров В.А. 63, 64  
 Федорова И.Ф. 158  
 Федосеев В.Б. 15  
 Федотов Д.Ю. 64  
 Филиппов В.Г. 86  
 Филиппов Г.А. 12, 46, 48, 83-85  
 Филиппова В.П. 138  
 Филонов М.Р. 39  
 Финк Т.А. 130  
 Фирстов С.А. 4  
 Фокина Е.А. 21  
 Фомина К.А. 55, 56  
 Фомичёв А.Ю. 201  
 Фортуна С.В. 130  
 Фролова Н.Ю. 176  
  
 Хейфец А.Э. 176  
 Хлебникова Ю.В. 119  
 Хлусова Е.И. 20  
 Хомская И.В. 176  
 Хон Ю.А. 107-110  
 Хорев И.Е. 171  
 Храмцова К.Д. 89  
 Худорожкова Ю.В. 45  
 Хусаинов М.А. 148  
  
 Чащина В.Г. 82  
 Чевская О.Н. 46  
 Челяпина О.И. 174  
 Чернов В.М. 111  
 Чернышов А.А. 144  
 Черняева Е.В. 178  
 Чувильдеев В.Н. 166-170  
 Чувьров Н.А. 91  
 Чудаков И.Б. 187  
 Чумляков Ю.И. 38, 43, 44, 183-185  
  
 Шабалов И.П. 48, 86

Шавров В.Г. 209  
 Шалимова А.В. 117, 144, 163  
 Шанина Б.Д. 5  
 Шарапова В.А. 89  
 Шаркеев Ю.П. 130  
 Шахова Я.Э. 159  
 Шевяко Н.А. 111  
 Шейфер Д.В. 209  
 Шека Е.Ф. 152  
 Шеляков А.В. 87, 209  
 Шереметьев В.А. 39  
 Шефтель Е.Н. 29  
 Шеховцов О.В. 116  
 Шибков А.А. 57-59  
 Шиванюк В.Н. 5  
 Ширинкина И.Г. 191  
 Шмурак С.З. 36  
 Шмытько И.М. 36, 37  
 Шорохов Е.В. 176, 191  
 Шотин С.В. 167  
 Шредер Е.И. 56  
 Шуйцев А.В. 210  
 Шуринов Р.В. 116  
 Шурыгина Н.А. 223  
  
 Щютц Г. 228  
  
 Яковлев А.В. 63, 64  
 Яковлев Г.А. 211  
 Яковлев Ю.А. 132, 133  
 Яковлева И.Л. 20, 172  
 Янилкин А.В. 162, 221  
 Янушкевич Ж.Ч. 159  
  


---

 Bistrov D.A. 227  
 Eggeler G. 146  
 Eisterer M. 56  
 Gnatyuk-Danilchuk L.P. 227  
 Gottstein G. 7  
 Kisel V.P. 222  
 Kuznetsov V.V. 227  
 Maier H. 43  
 Nechaev Yu.S. 9  
 Payton E.J. 145  
 Rodin A.O. 146  
 Ruban A.V. 8  
 Shvindlerman L.S. 7  
 Straumal A.B. 146  
 Titorov D.B. 22  
 Vilenkin A. 7  
 Wanderka N. 102  
 Weber H.W. 55, 56  
 Yardley V.A. 145, 146  
 Zapolsky H. 107, 109

## СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Банных О.А. ВЫСОКО АЗОТИСТЫЕ КОРРОЗИОННО СТОЙКИЕ СТАЛИ – ПЕРСПЕКТИВНЫЙ КЛАСС КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ	3
Фирстов С.А., Горбань В.Ф., Крапивка Н.А., Печковский Э.П. ПРОЧНОСТЬ, ПЛАСТИЧНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ УПРОЧНЕНИЯ НОВОГО КЛАССА МАТЕРИАЛОВ – ПОЛИКОМПОНЕНТНЫХ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ	4
Гаврилюк В.Г., Шанина Б.Д., Шиванюк В.Н., Теус С.М. ЭЛЕКТРОННАЯ КОНЦЕПЦИЯ ВОДОРОДНОЙ ХРУПКОСТИ МЕТАЛЛОВ	5
Бокштейн Б.С., Епишин А.И., Родин А.О., Светлов И.Л. ДИФФУЗИОННЫЙ МЕХАНИЗМ ПОРООБРАЗОВАНИЯ В МОНОКРИСТАЛЛАХ НИКЕЛЕВЫХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ	6
Shvindlerman L.S., Gottstein G. 1D STRUCTURAL ELEMENTS AND EVOLUTION OF GRAIN MICROSTRUCTURE OF NANOCRYSTALLINE MATERIALS	7
Vilenkin A. SURFACE EFFECTS AND RESOLVING APPARENT INCONSISTENCIES IN GRAIN BOUNDARY MIGRATION RATE MEASUREMENTS IN ALUMINUM	7
Ruban A.V. FIRST-PRINCIPLES METHODS: NEW PERSPECTIVES IN MATERIALS SCIENCE	8
Nechaev Yu. S. STRENGTH AND PLASTICITY OF MULTYGRAPHENE AND MULTIGRAPHANE* NANOSTRUCTURES, RELEVANCE TO PHASE TRANSITIONS IN INTERCA- LATED HYDROGEN	9
Блантер М.С., Борисова П.А, Соменков В.А. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ АМОРФНОГО ФУЛЛЕРИТА С ЖЕЛЕЗОМ И АЛЮМИНИЕМ	10
Рыбин В.В. ОСНОВНЫЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФРАГМЕНТАЦИИ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ТВЁРДЫХ ТЕЛ	11
Филиппов Г.А. СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И ХРУПКОСТЬ МАРТЕНСИТА	12
Иевлев В.М., Костюченко А.В. ПОЧЕМУ ТВЕРДОСТЬ МОНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ГИДРОКСИАПАТИТА ПРАКТИЧЕСКИ ОДИНАКОВА?	13
Федосеев В.Б., Писклов А.В. ТЕРМИЧЕСКАЯ УСТОЙЧИВОСТЬ РАВНОВЕСНЫХ СОСТОЯНИЙ ТВЕРДОГО РАСТВОРА В ЗЕРНЕ РАЗНОГО РАЗМЕРА	15
Пацелов А.М., Рыбин В.В., Гринберг Б.А., Лавриков Р.Д. АНИЗОТРОПИЯ ПРОЧНОСТИ СЛОИСТЫХ КОМПОЗИТОВ Ti-Al <sub>3</sub> Ti ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ДИНАМИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	16
Попов А.А. ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ С ВЫСОКОЙ УДЕЛЬНОЙ ПРОЧНОСТЬЮ	17

Карпов М.И., Коржов В.П., Внуков В.И., Строганова Т.Н., Кийко В.М., Прохоров Д.В., Желтякова И.С. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ СПЛАВА Nb-6,5%Si, ПОЛУЧЕННОГО КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ГРАДИЕНТЕ	17
Коржов В.П., Карпов М.И., Прохоров Д.В., Кийко В.М. СТРУКТУРА И НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ НИОБИЙ-АЛЮМИНИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ ПОСЛЕ СВАРКИ ПРОКАТКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	18
Счастливец В.М., Табатчикова Т.И., Яковлева И.Л., Ключева С.Ю., Круглова А.А., Хлусова Е.И., Орлов В.В. ВЛИЯНИЕ МОРФОЛОГИИ БЕЙНИТА НА СВОЙСТВА СВАРИВАЕМОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ ПОСЛЕ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ	20
Калетина Ю.В., Счастливец В.М., Фокина Е.А. ФАЗОВЫЕ И МАГНИТНЫЕ ПЕРЕХОДЫ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Ni-Mn-In	21
Titorov D.B. DIFFUSION AND MARTENSITIC TRANSFORMATIONS OF THE CARBON STEEL AT ATOMIC LEVEL	22
Криштал М.М. НЕУСТОЙЧИВОСТЬ И НЕОДНОРОДНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ КАК ОБЩАЯ ЗАКОНОМЕРНОСТЬ. ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЕ ПРЕДПОСЫЛКИ И КИНЕТИКА ПРОЦЕССА НА МАКРОУРОВНЕ	23
Киселева С.Ф., Попова Н.А., Конева Н.А., Козлов Э.В. ЭВОЛЮЦИЯ ВНУТРЕННИХ НАПРЯЖЕНИЙ И ПЛОТНОСТИ ЗАПАСЕННОЙ ЭНЕРГИИ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 110Г13	25
Конева Н.А., Тришкина Л.И., Козлов Э.В. СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ И ПЛОТНОСТЬ ДИСЛОКАЦИЙ В ПОЛИКРИСТАЛЛАХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Cu-Al И Cu-Mn	26
Козлов Э.В., Тришкина Л.И., Конева Н.А. СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЮ ЯЧЕИСТОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ - БАРЬЕРНЫЙ ЭФФЕКТ	27
Мышляев М. М. МОДЕЛЬ СТАЦИОНАРНОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ	28
Шефтель Е.Н. ФАЗОВО-СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАГНИТОМЯГКИХ, НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ПЛЁНКАХ НА ОСНОВЕ Fe	29
Крапошин В.С. КАК СОГЛАСОВАТЬ ОРИЕНТАЦИОННЫЕ СООТНОШЕНИЯ КУРДЮМОВА-ЗАКСА С РАЗМЕЩЕНИЕМ УГЛЕРОДА В АУСТЕНИТЕ, МАРТЕНСИТЕ И ФЕРРИТЕ?	30
Аронин А.С., Абросимова Г.Е., Матвеев Д.В., Першина Е.А. ОБРАЗОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛОВ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В АМОРФНЫХ СПЛАВАХ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ДЕФОРМАЦИИ	31
Абросимова Г.Е., Аронин А.С. ЭВОЛЮЦИЯ СТРУКТУРЫ АМОРФНОЙ ФАЗЫ ПРИ ВНЕШНИХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	32
Страумал Б.Б., Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Добаткин С.В., Валиев Р.З., Баретцки Б. ЭФФЕКТИВНАЯ ТЕМПЕРАТУРА ПРИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ	33

ДЕФОРМАЦИИ	
Когтенкова О.А., Страумал Б.Б., Страумал А.Б., Горнакова А.С. ИССЛЕДОВАНИЕ ЗЕРНОГРАНИЧНЫХ ФАЗОВЫХ ПЕРЕХОДОВ В КРУПНО- И МЕЛКОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВАХ	34
Горнакова А.С., Кучеев Ю.О., Семенов В.Н., Страумал Б.Б. ЗЕРНОГРАНИЧНОЕ СМАЧИВАНИЕ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ И ТИТАНА	35
Петухов Б. В. КОНКУРЕНЦИЯ УПРОЧНЕНИЯ И РАЗУПРОЧНЕНИЯ ПРИ ЛЕГИРОВАНИИ ОЦК МЕТАЛЛОВ	36
Кедров В.В., Шмытько И.М., Шмурак С.З., Кудренко Е.А., Классен Н.В. СТРУКТУРНЫЕ И МОРФОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ НАНОКРИСТАЛЛОВ RVO <sub>3</sub> , СИНТЕЗИРОВАННЫХ В ТОНКИХ СЛОЯХ СВИНЦОВО-БОРАТНЫХ ОКСИДНЫХ СТЕКОЛ.	36
Шмытько И.М., Кедров В.В. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ТРАНСФОРМАЦИЙ НАНОПОРОШКОВ BaTiO <sub>3</sub> и PbTiO <sub>3</sub> В ТОНКИХ СЛОЯХ ОКСИДНЫХ СТЕКОЛ	37
Купрекова Е.И., Чумляков Ю.И. ОСОБЕННОСТИ РАЗВИТИЯ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В НАСЫЩЕННЫХ ВОДОРОДОМ МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНЫХ НЕРЖАВЕЮЩИХ СТАЛЕЙ	38
Прокошкин С.Д., Браиловский В., Инаекян К.Э., Коротицкий А.В., Дубинский С.М., Шереметьев В.А., Петржик М.И., Филонов М.Р. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СТАБИЛЬНОСТЬ ФУНКЦИОНАЛЬНОГО ПОВЕДЕНИЯ СПЛАВОВ С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ Ti-Nb-(Ta, Zr)	39
Гринберг Б.А., Иванов М.А., Рыбин В.В., Пацелов А.М. ДИССИПАТИВНЫЕ СТРУКТУРЫ ПРИ СВАРКЕ ВЗРЫВОМ	40
Ульшин С.В., Ульшин В.И. ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ	41
Ульшин С.В., Ульшин В.И. МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ДОЭВТЕКТИЧЕСКИХ И ЭВТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ СТРУЙНОМ ФОРМОВАНИИ	42
Панченко Е.Ю., Тимофеева А.С., Ветошкина Н.Г., Чумляков Ю.И., Maier H. ВЛИЯНИЕ ДИСПЕРСНЫХ ЧАСТИЦ НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ СТАБИЛЬНОСТЬ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В ФЕРРОМАГНИТНЫХ МОНОКРИСТАЛЛАХ NiFeGaCo.	43
Панченко Е.Ю., Канафьева А.С., Чумляков Ю.И., Кириллов В.А. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТЬ И ДВОЙНОЙ ЭФФЕКТ ПАМЯТИ ФОРМЫ В МОНОКРИСТАЛЛАХ И НАНОКОМПОЗИТАХ ФЕРРОМАГНИТНОГО СПЛАВА CoNiAl	44
Кудряшова О.В., Худорожкова Ю.В., Гервасьев М.А. ВЛИЯНИЕ Si И Al НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СТАЛЕЙ НА ОСНОВЕ Cr-Ni- Mo	45
Мишетьян А.Р., Морозов Ю.Д., Чевская О.Н., Филиппов Г.А. ОСОБЕННОСТИ ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МИКРОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ В ЗАВИСИМОСТИ ОТ СТРУКТУРНОГО СОСТОЯНИЯ	46

Жилин А.С., Токарев В.В., Кончаковский И.В., Никифорова С.М., Грачев С.В. ВЛИЯНИЕ ТЕРМООБРАБОТКИ НА ТЕПЛОВЫЕ СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТЫХ ЛИТЕЙНЫХ СУПЕРИНВАРНЫХ СПЛАВОВ	47
Соловьев Д.М., Шабалов И.П., Филиппов Г.А. НЕОДНОРОДНОСТЬ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ ЭЛЕКТРОСВАРНЫХ ТРУБ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ ТРУБНОЙ СТАЛИ	48
Дмитриевский А.А., Ефремова Н.Ю., Кувшинова А.А., Ловцов А.Р., Гусева Д.Г. ВЛИЯНИЕ СОСТАВА АТМОСФЕРЫ НА ДИНАМИКУ БЕТА- ИНДУЦИРОВАННОГО РАЗУПРОЧНЕНИЯ МОНОКРИСТАЛЛОВ КРЕМНИЯ	49
Литовченко И. Ю., Тюменцев А.Н., Угурчиев У.Х., Столяров В.В. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОЙ ПРОКАТКИ	50
Литовченко И. Ю., Тюменцев А.Н., Найден Е.П., Корзников А.В. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ В УСЛОВИЯХ КРУЧЕНИЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ	51
Могучева А.А., Журавлева М.А. ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Cu-Ce	52
Сагарадзе В.В. ИНДУЦИРОВАННЫЕ ТОЧЕЧНЫМИ ДЕФЕКТАМИ ДИФФУЗИОННЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СТАЛЯХ ПРИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ	53
Пушин А.В., Попов А.А., Пушин В.Г. СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА ЛИТЫХ И БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ TiNi-TiCu С ПАМЯТЬЮ ФОРМЫ	54
Марченков В.В., Платонов Е.П., Фомина К.А., Белослудцева Е.С., Марченкова Е.Б., Пушин В.Г., Коуров Н.И., Weber H.W. РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ В КИНЕТИЧЕСКИХ СВОЙСТВАХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ TiNi И Ni <sub>2</sub> MnGa	55
Марченков В.В., Фомина К.А., Кузнецова Т.В., Платонов Е.П., Капитонова О.Н., Пилюгин В.П., Толмачев Т.П., Сташкова Л.А., Шредер Е.И., Марченкова Е.Б., Пушин В.Г., Eisterer M., Weber H.W. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ ПОД ВЫСОКИМ ДАВЛЕНИЕМ НА ЭЛЕКТРОННЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ ГЕЙСЛЕРА Co <sub>2</sub> CrAl	56
Шибков А.А., Золотов А.Е., Желтов М.А., Денисов А.А., Гасанов М.Ф. ПОДАВЛЕНИЕ ПОЛОСООБРАЗОВАНИЯ В СПЛАВЕ Al-Mg ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ	57
Шибков А. А., Золотов А. Е., Денисов А. А., Ломакин В.В., Титов С.А. РАЗМЕРНЫЕ ЭФФЕКТЫ ПРЕРЫВИСТОЙ ДЕФОРМАЦИИ	58
Шибков А.А. МОНИТОРИНГ И ПОДАВЛЕНИЕ ПРЕРЫВИСТОЙ ДЕФОРМАЦИИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Mg	59
Кунцевич Т.Э., Пушин А.В., Попов А.А., Пушин В.Г. СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	60
Распосиенко Д.Ю., Кайгородова Л.И., Пушин В.Г., Пилюгин В.П. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СПЛАВА Al-Li-Cu-Zr С ДОБАВКАМИ Ag	61
Жемчужникова Д.А., Могучева А.А., Кайбышев Р.О.	62

ВЛИЯНИЕ ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА 1575	
Федоров В.А., Сидоров С.А., Плужникова Т.Н., Яковлев А.В. ВЛИЯНИЕ ИМПУЛЬСНОГО ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКОЛ, ПОДВЕРГНУТЫХ ВОЗДЕЙСТВИЮ НАВОДОРОЖИВАЮЩИХ И АГРЕССИВНЫХ СРЕД	63
Плужникова Т.Н., Федотов Д.Ю., Яковлев А.В., Федоров В.А. ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ АМОРФНЫХ И НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ	64
Сарафанов Г.Ф., Перевезенцев В.Н. КИНЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ ФРАГМЕНТАЦИИ В ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ	65
Сарафанов Г.Ф. ФОРМИРОВАНИЕ РАЗОРИЕНТИРОВOK В ЯЧЕЙСТЫХ СТРУКТУРАХ ПРИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	66
Седых В.Д., Русаков В.С., Кведер В.В., Зверькова И.И., Кулаков В.И. ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ $La_{0.95}Ba_{0.05}Mn_{0.98}^{57}Fe_{0.02}O_{3+\delta}$ В СТРУКТУРНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЯХ	67
Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н. ВЫСОКОГРАДИЕНТНЫЕ СТРУКТУРНЫЕ СОСТОЯНИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛАХ: ПАРАМЕТРЫ, МЕХАНИЗМЫ ФОРМИРОВАНИЯ, СВОЙСТВА	68
Денисов К.И., Дитенберг И.А., Тюменцев А.Н., Корзников А.В., Корчагин М.А. ОСОБЕННОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ В МЕХАНОКОМПОЗИТАХ НА ОСНОВЕ СИСТЕМ Nb-Al И Cu-Al В ПРОЦЕССЕ КОМПЛЕКСНОЙ ДЕФОРМАЦИОННОЙ ОБРАБОТКИ	69
Григорьева Н.А., Данейко О.И., Ковалевская Т.А. ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ РАЗЛИЧНОЙ СТЕПЕНИ ДИСПЕРСНОСТИ НА РАЗВИТИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИЯ	70
Кулаева Н.А., Данейко О.И., Ковалевская Т.А., Колупаева С.Н. МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МАТЕРИАЛА С ГЦК МАТРИЦЕЙ И УПРОЧНЯЮЩИМИ ЧАСТИЦАМИ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$ .	71
Босин М.Е., Русскин В.М. ДВОЙНИКОВАНИЕ И РАЗРУШЕНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ РУБИНА ПРИ ВИБРАЦИОННОМ РАЗРУШЕНИИ	72
Головин Ю.И., Клячко Н.Л., Кабанов А.В. НАНОМЕХАНИЧЕСКИЕ ПОДХОДЫ К УПРАВЛЕНИЮ БИОХИМИЧЕСКИМИ РЕАКЦИЯМИ В СУПЕРПАРАМАГНИТНЫХ СУСПЕНЗИЯХ	73
Старенченко В.А., Пантюхова О.Д., Старенченко С.В., Соловьёва Ю.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СО СВЕРХСТРУКТУРОЙ $L1_2$	74
Старенченко В.А. ПРОЦЕССЫ СУПЕРЛОКАЛИЗАЦИИ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДЕ $Ni_3Ge$	75
Старенченко С.В. КИНЕТИКА УПОРЯДОЧЕНИЯ В СПЛАВАХ С ГЦК РЕШЕТКОЙ	76
Кугаенко О.М., Уварова С.С., Петраков В.С., Бузанов О.А., Сахаров С.А., Поздняков М.Л., Гастрок Й. ВЛИЯНИЕ ЦИКЛИЧЕСКИХ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАЗРУШЕНИЯ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ	77



СЕМЕЙСТВА ЛАНГАСИТА	
Столяров В.В., Потапова А.А., Бродова И.Г. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al-Si-Mg ПРИ ПРОКАТКЕ С ТОКОМ	78
Прохода А.С. МЕХАНИЗМ И КИНЕТИКА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ЧИСТОГО НИКЕЛЯ. МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ	79
Капуткина Л.М., Свяжин А.Г. ЛЕГИРОВАНИЕ СТАЛЕЙ АЗОТОМ ДЛЯ СОЗДАНИЯ НОВЫХ МАТЕРИАЛОВ С ОСОБЫМИ СВОЙСТВАМИ	80
Колупаева С.Н., Петелин А.Е. ФОРМОИЗМЕНЕНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЕТЛИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АЛЮМИНИЯ, МЕДИ И СВИНЦА	81
Кащенко М.П., Джемилев К.Н., Чащина В.Г. КРИСТОНЫ КАК ЦЕНТРЫ ЗАРОЖДЕНИЯ ДЛЯ РЕЕЧНЫХ КОМПОНЕНТ МАКРОПЛАСТИНЫ БЕЙНИТНОГО ФЕРРИТА С ПОЗИЦИЙ ДИНАМИЧЕСКОЙ ТЕОРИИ РОСТА МАРТЕНСИТНЫХ КРИСТАЛЛОВ	82
Алексеева Л.Е., Буржанов А.А., Филиппов Г.А. ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТА ДЕФОРМАЦИИ И МАРТЕНСИТА ОХЛАЖДЕНИЯ В ВЫСОКОПРОЧНОЙ СТАЛИ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СОПРОТИВЛЕНИЕ РАЗВИТИЮ УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ	83
Белоусов Г.С., Белоусов А.В., Гетманова М.Е., Омельченко А.В., Филиппов Г.А. ГАЗОТЕРМОБАРИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ АЗОТОМ КОНСТРУКЦИОННЫХ СТАЛЕЙ И СПЛАВОВ	84
Изотов В.И., Гетманова М.Е., Комков Н.А., Филиппов Г.А. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ХАРАКТЕРИСТИКИ СОПРОТИВЛЕНИЯ РАЗРУШЕНИЮ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ СО СТРУКТУРОЙ ТОНКОПЛАСТИНЧАТОГО ПЕРЛИТА И МАРТЕНСИТА ОТПУСКА	85
Ливанова О.В., Ливанова Н.О., Филиппов В.Г., Шабалов И.П. МЕХАНИЗМ ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА СОПРОТИВЛЕНИЕ ДЕФОРМАЦИИ И РАЗРУШЕНИЮ ЖЕЛЕЗА И НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ СТАЛИ	86
Спивак Л.В., Куликова М.А., Шеляков А.В. ДИФФЕРЕНЦИАЛЬНАЯ КАЛОРИМЕТРИЯ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И УСТОЙЧИВОСТЬ СТРУКТУРНЫХ СОСТОЯНИЙ В СОДЕРЖАЩИХ ВОДОРОД СПЛАВАХ СИСТЕМЫ NiMiCuNf	87
Левина А.В., Мальцева Л.А., Третникова М.П., Мальцева Т.В. ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В АУСТЕНИТНО-ФЕРРИТНОЙ СТАЛИ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКИХ ОБРАБОТКАХ	88
Мальцева Л.А., Озерец Н.Н., Шарапова В.А., Храмцова К.Д. СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МЕТАСТАБИЛЬНЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЯХ ПРИ ДЕФОРМАЦИОННО-ТЕРМИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	89
Новиков В.А. ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ АДАМАНТАНА И ЕГО ПРОИЗВОДНЫХ	90
Фаизов И.А., Рааб Г.И., Чувывров Н.А., Фаизова С.Н., Биккулова Н.Н. ПРОЦЕССЫ ДЕФОРМАЦИОННО-СТИМУЛИРОВАННОГО РАСТВОРЕНИЯ И ВЫДЕЛЕНИЯ ЧАСТИЦ ВТОРИЧНЫХ ФАЗ В ВЫСОКОЭЛЕКТРОПРОВОДНЫХ	91

ХРОМОВЫХ БРОНЗАХ В ПРОЦЕССЕ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	
Фаизова С.Н., Рааб Г.И. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ МЕДНЫХ СПЛАВОВ	92
Кузнецов П.В., Корзников А.В., Беляева И.В., Рахматулина Т.В., Сыпченко В.С., Астапова Н.С. ИЗМЕНЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ, ПОДВЕРГНУТОГО НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОМУ ОТЖИГУ, ПОСЛЕ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО НАСЫЩЕНИЯ ВОДОРОДОМ	93
Троянов В.А., Укусников А.Н., Пушин В.Г. ОСОБЕННОСТИ НАНОРАЗМЕРНОГО УПРОЧНЕНИЯ СПЛАВОВ ТИПА В95	94
Марченкова Е. Б., Казанцев В. А., Коуров Н. И., Королев А. В., Укусников А. Н., Куранова Н.Н., Пушин В.Г. УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТЫЕ НАНОСТРУКТУРНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ Ni <sub>2</sub> MnGa С МАГНИТОУПРАВЛЯЕМЫМИ ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ	95
Куранова Н. Н., Коуров Н. И., Королев А. В., Макаров В. В., Пушин А. В., Пушин В. Г., Укусников А. Н., Валиев Э. З. ВЛИЯНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАНИЯ И РАЗМЕРНОГО ЭФФЕКТА НА ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И СВОЙСТВА СПЛАВОВ С ЭФФЕКТАМИ ПАМЯТИ ФОРМЫ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА	96
Дюпин А. П., Куранова Н. Н., Пушин А. В., Пушин В. Г., Укусников А. Н. СОЧЕТАНИЕ МНОГОПРОХОДНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА КАК СПОСОБ ПОЛУЧЕНИЯ ПОЛУФАБРИКАТОВ НИКЕЛИДА ТИТАНА С ВЫСОКИМИ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ	97
Пушин В. Г. ОБ ОСНОВНЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЯХ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ И СВЯЗАННЫХ С НИМИ УНИКАЛЬНЫХ СВОЙСТВАХ И ОСОБЕННОСТЯХ СТРУКТУРЫ СПЛАВОВ	98
Пушин В. Г., Коуров Н.И., Куранова Н. Н., Макаров В. В., Пушин А. В., Укусников А. Н. РАЗМЕРНЫЙ ЭФФЕКТ ТЕРМОУПРУГОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ	99
Белослудцева Е.С., Куранова Н.Н., Марченкова Е.Б., Пушин В.Г. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ И ТЕРМОУПРУГОГО МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИЧЕСКОГО СОЕДИНЕНИЯ NiMn	100
Гохфельд Н. В., Буйнова Л. Н., Пушин В. Г., Пилогин В. П., Коуров Н. И. ОБРАЗОВАНИЕ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ В АТОМНОУПОРЯДОЧИВАЮЩИХСЯ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Cu-Pd	101
Ивченко М.В., Пушин В.Г., Wanderka N. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Ni-Fe-Cu-Cr-Co-Al, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ СВЕРХБЫСТРОЙ ЗАКАЛКИ ИЗ РАСПЛАВА	102
Карпинский Д.Н., Санников С.В. РАСЧЕТ ВЯЗКОСТИ РАЗРУШЕНИЯ С УЧЕТОМ ВЗАИМНОГО ВЛИЯНИЯ ЭВОЛЮЦИЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЗАТУПЛЕНИЯ ВЕРШИНЫ ТРЕЩИНЫ В ОЦК КРИСТАЛЛЕ.	103

Столяров В.В. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА НА ПРОЯВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА В ТИТАНОВЫХ СПЛАВАХ	104
Метлов Л.С., Мышляев М.М. "СУРРОГАТНЫЕ" КРИТЕРИИ СВЕРХПЛАСТИЧНОСТИ	105
Кузнецов П.В., Беляева И.В., Гунько А.Д. О ВОЗМОЖНОСТИ РЕЛАКСАЦИИ УПРУГОЙ ЭНЕРГИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ (100)[001] ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ РАСТЯЖЕНИИ ВСЛЕДСТВИЕ НЕСТАБИЛЬНОСТИ ГРИНФЕЛЬДА	106
Каминский П.П., Хон Ю.А., Зуев Л.Б., Zapolsky Н., Туч Е.В. НЕУПРУГАЯ ДЕФОРМАЦИЯ КРИСТАЛЛОВ В ЭЛЕКТРИЧЕСКОМ ПОЛЕ	107
Хон Ю.А., Марков Г.А., Каминский П.П., Крючков А.В. УПРУГО НАПРЯЖЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И СПОНТАННОЕ НАМАГНИЧИВАНИЕ ФЕРРОМАГНЕТИКОВ В ПЕРЕМЕННЫХ ВСТРЕЧНЫХ МАГНИТНЫХ ПОЛЯХ	108
Кривошеина М.Н., Туч Е.В., Козлова М.А., Хон Ю.А., Zapolsky Н., Кобенко С.В. ЧИСЛЕННОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ НАПРЯЖЕННО-ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ И ОПРЕДЕЛЕНИЕ ИХ ТВЕРДОСТИ	109
Кривошеина М.Н., Туч Е.В., Козлова М.А., Хон Ю.А., Кобенко С.В. МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ДЕФОРМАЦИИ АНИЗОТРОПНОГО АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16Т В РЕЖИМЕ ДИНАМИЧЕСКОЙ НАГРУЗКИ	110
Шевяко Н.А., Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Астафурова Е.Г., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКИХ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИХ ОБРАБОТОК НА ГЕТЕРОФАЗНУЮ СТРУКТУРУ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ	111
Корзникова Г.Ф., Корзников А.В. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СЛОЖНОГО НАГРУЖЕНИЯ ПО СХЕМЕ КРУЧЕНИЕ С РАСТЯЖЕНИЕМ НА СТРУКТУРУ И ХАРАКТЕР УПРОЧНЕНИЯ В МАГНИТОТВЕРДОМ СПЛАВЕ Fe-30%Cr8%Co	112
Корзников А.В., Гладковский С.В., Корзникова Г.Ф., Миляев И.М. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СПЛАВА ДЛЯ ПОСТОЯННЫХ МАГНИТОВ 22Х15К	113
Мельчаков М.А., Скворцов А.И. КРИСТАЛЛИЧЕСКАЯ СТРУКТУРА ФЕРРИТНОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Fe–Cr ДО И ПОСЛЕ ТЕРМОМАГНИТНОЙ ОБРАБОТКИ	114
Груздева Е., Сирота В.В., Красильников В.В., Савотченко С.Е. ВЛИЯНИЕ ДАВЛЕНИЯ ПРЕССОВАНИЯ НА СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ КЕРАМИК	115
Бадиян Е.Е., Тонкопряд А.Г., Шеховцов О.В., Шуринов Р.В., Гриценко В.И. ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА ЗАКОНОМЕРНОСТЬ И МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДВУМЕРНЫХ ПОЛИКРИСТАЛЛОВ АЛЮМИНИЯ С ПОКРЫТИЕМ ИЗ НИТРИДА ТИТАНА.	116
Сисанбаев А.В., Демченко А.А., Демченко М.В., Шалимова А.В. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ПОВЕДЕНИЯ СЕТКИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН, ТРОЙНЫХ СТЫКОВ И ВНЕШНИХ ПОВЕРХНОСТЕЙ В ХОДЕ ДЕФОРМАЦИИ ПОЛИКРИСТАЛЛА	117
Скворцов А. И., Веселов Н. Н., Скворцов А. А., Обухова Ю. Б. ВЛИЯНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И СТАРЕНИЯ НА ПАРАМЕТРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И ТВЕРДОСТЬ ЗАКАЛЕННОГО СПЛАВА	118

Zn–23%Al	
Хлебникова Ю.В., Родионов Д.П., Сазонова В.А., Егорова Л.Ю., Калетина Ю.В. ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПСЕВДОМОНОКРИСТАЛЛА ИОДИДНОГО $\alpha$ -ТИТАНА	119
Богданов В.И., Портной В.К., Попов В.А., Рубан А.В. МЕТОД РАСЧЕТА КОЭФФИЦИЕНТОВ КОНЦЕНТРАЦИОННОГО ИЗМЕНЕНИЯ ПЕРИОДОВ РЕШЕТКИ И РАЗМЕЩЕНИЕ АТОМОВ ПРИМЕСИ ПО ПОДРЕШЕТКАМ В ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ	120
Осинская Ю.В., Петров С.С., Покоев А.В. ВЛИЯНИЕ НИКЕЛЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СОСТАРЕННЫХ В ПОСТОЯННОМ МАГНИТНОМ ПОЛЕ Cu-Be СПЛАВОВ	121
Коплак О.В., Моргунов Р.Б., Бучаченко А.Л. МАГНИТНЫЙ ИЗОТОПНЫЙ ЭФФЕКТ И ВЛИЯНИЕ МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ОКИСЛЕНИЕ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КРЕМНИЯ	122
Гундырев В.М., Зельдович В.И. КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ В ЖЕЛЕЗНИКЕЛЕВОМ СПЛАВЕ С ДВОЙНИКОВАННЫМ МАРТЕНСИТОМ	123
Кусакин П.С., Тихонова М.С., Кайбышев Р.О. ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОМАРГАНЦЕВОЙ СТАЛИ С TWIP-ЭФФЕКТОМ	124
Малофеев С.С., Могучева А.А., Кулицкий В.А., Кайбышев Р.О. ВЛИЯНИЕ ПАРАМЕТРОВ СВАРКИ ТРЕНИЕМ С ПЕРЕМЕШИВАНИЕМ НА СТРУКТУРУ И ПРОЧНОСТЬ СВАРНОГО ШВА СПЛАВА 1570-С	125
Бойко Ю.И., Волосюк М.А., Кононенко В.Г. ОБРАЗОВАНИЕ МИКРОПОЛОСТЕЙ ПОД ДЕЙСТВИЕМ СФОКУСИРОВАННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ЛАЗЕРА В МОНОКРИСТАЛЛАХ KCl	126
Белошанка В.Я., Семенова Е.С., Платков В.Я. О ПРОЯВЛЕНИИ ИНЕРЦИОННОГО ЭФФЕКТА В СВЕРХПРОВОДНИКАХ II РОДА.	127
Бахрачева Ю.С., Петикова Т.Н. ОПЕРАТИВНАЯ ОЦЕНКА СКЛОННОСТИ СТАЛЕЙ К ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ ПО РЕЗУЛЬТАТАМ КОНТАКТНОГО ДЕФОРМИРОВАНИЯ	128
Бахрачева Ю.С. ИССЛЕДОВАНИЕ РАСПРЕДЕЛЕНИЯ МИКРОТВЕРДОСТИ ПО ТОЛЩИНЕ ДИФфуЗИОННОГО СЛОЯ ПРИ ТЕРМОЦИКЛИЧЕСКОЙ НИТРОЦЕМЕНТАЦИИ	129
Ерошенко А.Ю., Фортуна С.В., Финк Т.А., Шаркеев Ю.П. МИКРОСТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Zr-Nb ПРИ ВОЗДЕЙСТВИИ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	130
Поляков В.В., Егоров А.В., Лепендин А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЗМОВ АКУСТИЧЕСКОЙ ЭМИССИИ ПРИ РАЗРУШЕНИИ ГЕТЕРОФАЗНЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ	131
Яковлев Ю. А. ПРОЦЕССЫ ДИФфуЗИИ ВОДОРОДА И ОБРАЗОВАНИЕ ДЕФЕКТОВ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	132
Мухин Е.Е., Полянский В.А., Полянский А.М., Яковлев Ю.А., ИССЛЕДОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ ИНТЕРФЕЙСОВ ТОНКОПЛЕНОЧНЫХ СТРУКТУР ПРИ ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	133

Суворов Э.В., Смирнова И.А. "ДИФРАКЦИОННЫЕ МЕХАНИЗМЫ ИЗОБРАЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В МЕТОДАХ РЕНТГЕНОВСКОЙ ТОПОГРАФИИ (СОВРЕМЕННЫЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ)	134
Афоникова Н.С., Дегтярева В.Ф. БИНАРНЫЕ ФАЗЫ ПРОСТЫХ МЕТАЛЛОВ НА БАЗЕ ОЦК-СТРУКТУРЫ: ЭЛЕКТРОННАЯ ПРИРОДА ИСКАЖЕНИЙ И СВЕРХСТРУКТУР	135
Мамонова А.А. ВЛИЯНИЕ МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ ПОРОШКОВЫХ ГОРЯЧЕШТАМПОВАННЫХ СТАЛЕЙ	136
Дикусар В.В., Тюняев А.А. ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ РЕШЕТКИ С ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ ПОЛЕМ ВАКУУМА	137
Русаненко В.В., Блинова Е.Н., Филиппова В.П., Макушев С.Ю. ВЛИЯНИЕ ИЗМЕНЕНИЙ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ НА СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗНИКЕЛЕВЫХ МАРТЕНСИТНО-СТАРЕЮЩИХ СТАЛЕЙ	138
Антонов В.Е. ПРАВИЛА СОПРИКОСНОВЕНИЯ ОБЛАСТЕЙ НА ДИАГРАММАХ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ	139
Графутин В.И., Прокопьев Е.П. ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ ПОЗИТРОННОЙ АННИГИЛЯЦИОННОЙ СПЕКТРОСКОПИИ ЭЛЕКТРОННЫХ СВОЙСТВ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ	140
Печина Е. А., Дорофеев Г. А., Ладьянов В. И., Иванов С. М. МОМЕНТ КРУЧЕНИЯ КАК IN SITU ИНДИКАТОР СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ В НАКОВАЛЬНЯХ БРИДЖМЕНА	141
Николаев С.В., Керимов Э.Ю., Слюсаренко Е.М. ПОСТРОЕНИЕ ИЗОТЕРМИЧЕСКОГО СЕЧЕНИЯ ДИАГРАММЫ ФАЗОВЫХ РАВНОВЕСИЙ ЧЕТЫРЕХКОМПОНЕНТНОЙ СИСТЕМЫ НИКЕЛЬ-РЕНИЙ-НИОБИЙ-МОЛИБДЕН ПРИ 1375 К С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МЕТОДА ГРАФОВ	142
Добаткин С.В., Рыбальченко О.В. СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 08X18N10T ПОСЛЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	143
Велигжанин А.А., Зубавичус Я.В., Чернышов А.А., Шалимова А.В., Сундеев Р.В. ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ СТЕКЛАХ, ПОДВЕРГНУТЫХ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ	144
Yardley V. A., Payton E. J. A NEW PARAMETERIZATION OF THE MARTENSITE-AUSTENITE ORIENTATION RELATIONSHIP BASED ON THE WORK OF KURDJUMOV AND SACHS	145
Straumal A.B., Yardley V. A., Rodin A.O., Eggeler G. INFLUENCE OF THE GRAIN BOUNDARY CHARACTER ON THE TRANSITION FROM INCOMPLETE TO COMPLETE WETTING IN Cu-In SYSTEM	146
Пилюгин В.П. ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИИ НА БАРИЧЕСКИЕ ФАЗОВЫЕ ПЕРЕХОДЫ В ТИТАНЕ, ЖЕЛЕЗЕ И ИХ СПЛАВАХ	147
Хусаинов М.А., Бондарев А.Б., Летенков О.В., Андреев В.А. ФОРМИРОВАНИЕ МНОГОКРАТНО-ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В НАНОСТРУКТУРИРОВАННОМ НИКЕЛИДЕ ТИТАНА	148

Бондарев А.Б., Хусаинов М.А., Андреев В.А. ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ ОСОБЕННОСТИ ПРОИЗВОДСТВА ТОНКОМЕРНОЙ ПРОВОЛОКИ ИЗ СПЛАВОВ Ti-Ni С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ	148
Малашенко В.В., Малашенко Т.И. ВЛИЯНИЕ ГИГАНТСКОЙ МАГНИТОСТРИКЦИИ НА СКОЛЬЖЕНИЕ ДИСЛОКАЦИЙ В КРИСТАЛЛАХ СО СТРУКТУРНЫМИ ДЕФЕКТАМИ	149
Найденкин Е.В., Иванов К.В. ЭВОЛЮЦИЯ ХАРАКТЕРИСТИК ЗЕРНОГРАНИЧНОГО АНСАМБЛЯ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО НИКЕЛЯ В ПРОЦЕССЕ ИНИЦИИРОВАННОЙ ДИФФУЗИЕЙ МЕДИ МИГРАЦИИ ГРАНИЦ ЗЕРЕН	150
Курек Е. И., Олейнич-Лысюк А. В., Раранский Н. Д. ВЛИЯНИЕ ПОСТОЯННОГО МАГНИТНОГО И ПЕРЕМЕННОГО ТЕМПЕРАТУРНОГО ПОЛЕЙ НА УПРУГИЕ, НЕУПРУГИЕ СВОЙСТВА И СКОРОСТЬ ДВИЖЕНИЯ ДИСЛОКАЦИЙ В Ве	151
Шека Е. Ф., Попова В. А., Попова Н. А. ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ МОДИФИКАЦИИ КРАЕВЫХ АТОМОВ ГРАФЕНА НА МЕХАНОХИМИЧЕСКУЮ РЕАКЦИЮ ЕГО РАЗРУШЕНИЯ	152
Попов А.Ю., Бобрышев А.А., Клепко А.Ю. ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti-B-Al В ПРОЦЕССЕ РЕАКЦИОННОГО ГОРЯЧЕГО ПРЕССОВАНИЯ	153
Носова Г.И. МАРТЕНСИТНОЕ ГЦК-ГЦТ ПРЕВРАЩЕНИЕ В ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Mn-Cu	154
Попов А.Ю., Клепко А.Ю., Макара В.А. ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ СИНТЕЗА НА КИНЕТИКУ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ РЕАКЦИОННОПРЕССОВАННЫХ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ СИСТЕМЫ Ti-B-Al-O.	155
Манухина Д.В., Потапов А.Е., Супрун И.В., Лосев А.Ю. ДИНАМИКА ИЗМЕНЕНИЯ ЭЛЕКТРОСТАТИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПОЛЯ В ПРОЦЕССЕ ЭВОЛЮЦИИ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЕТЛИ В ИОННЫХ КРИСТАЛЛАХ	156
Тихонова М.С., Беляков А.Н. ВЛИЯНИЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ	157
Федорова И.Ф., Беляков А.Н. СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В СТАЛИ 02Х9К3В2МФБР, ПОДВЕРГНУТОЙ ИСПЫТАНИЮ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ ПРИ 650С И НАПРЯЖЕНИИ 140 МПА	158
Шахова Я.Э., Янушкевич Ж.Ч., Беляков А.Н., Кайбышев Р.О. МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ 10Х18Н8ДЗБР ПОСЛЕ ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКИ	159
Алексеева Л.Е., Панкова М.Н. ВЛИЯНИЕ РАЗМЕРА ЗЕРНА АУСТЕНИТА НА ЛОКАЛЬНУЮ КОНЦЕНТРАЦИЮ МИКРОНАПРЯЖЕНИЙ И НА MARTENSITНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В СТАЛИ С МЕТАСТАБИЛЬНЫМ АУСТЕНИТОМ 23Х15Н5СМ3Г.	160
Смирнова Д.Е. АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ ЯДЕРНЫХ ТОПЛИВ НА ОСНОВЕ УРАНА	161
Новоселов И И, Янилкин А В, Куксин А Ю	162

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ РАДИАЦИОННЫХ ДЕФЕКТОВ С МЕЖЗЕРЕННЫМИ ГРАНИЦАМИ В МОЛИБДЕНЕ	
Сундеев Р.В., Шалимова А.В., Глезер А.М., Дьяконов Д.Л., Носова Г.И. СКЛОННОСТЬ К ДЕФОРМАЦИОННОЙ АМОРФИЗАЦИИ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА, ЦИРКОНИЯ И НИКЕЛИДА ТИТАНА.	163
Борисова П. А., Глазков В. П. НЕЙТРОННО-СИНХРОТРОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ СТРОЕНИЯ И СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ В АМОРФНЫХ ФУЛЛЕРИТАХ C60 ПРИ ТЕМПЕРАТУРНОМ, БАРИЧЕСКОМ И ТЕРМОБАРИЧЕСКОМ ВОЗДЕЙСТВИИ	164
Сурсаева В.Г. УПРАВЛЕНИЕ МИКРОСТРУКТУРОЙ ПРИ ПОЛУЧЕНИИ АЛЮМИНИЕВОЙ ФОЛЬГИ	165
Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Мелехин Н.В., Сахаров Н.В., Пискунов А.В. ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ СТРУКТУРЫ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НАНО- И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ И СПЛАВОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	166
Болдин М.С., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Сахаров Н.В., Шотин С.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СКОРОСТИ НАГРЕВА НА ЭВОЛЮЦИЮ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ОКСИДНЫХ КЕРАМИК ПРИ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОМ ПЛАЗМЕННОМ СПЕКАНИИ	167
Бутусова Е.Н., Чувильдеев В.Н., Нохрин А.В., Вирисова Н.Н. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ КОРРОЗИОННО-УСТАЛОСТНОГО РАЗРУШЕНИЯ МАЛОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ	168
Мелехин Н.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И., Нохрин А.В., Лопатин Ю.Г., Пискунов А.В. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ И ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ВЫДЕЛЕНИЯ И РОСТА ЧАСТИЦ ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ БРОНЗ	169
Нохрин А.В., Чувильдеев В.Н., Копылов В.И. ЭФФЕКТ АНОМАЛЬНОГО УПРОЧНЕНИЯ ПРИ ОТЖИГЕ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МЕТАЛЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ РАВНОКАНАЛЬНОГО УГЛОВОГО ПРЕССОВАНИЯ	170
Зелепугин С.А., Толкачев В.Ф., Хорев И.Е. ФИЗИКО - МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОТИВОУДАРНОЙ СТОЙКОСТИ СОСТАВНЫХ ПРЕГРАД С КЕРАМИЧЕСКИМИ ВКЛЮЧЕНИЯМИ	171
Яковлева И.Л., Табатчикова Т.И., Терещенко Н.А., Маковецкий А.Н., Мирзаев Д. А. КИНЕТИКА РАСПАДА АУСТЕНИТА ПРИ ОХЛАЖДЕНИИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ ИЗ МЕЖКРИТИЧЕСКОГО ИНТЕРВАЛА ТЕМПЕРАТУР	172
Скворцова Н.П. НЕЛИНЕЙНЫЕ ЯВЛЕНИЯ И САМООРГАНИЗАЦИЯ ДЕФЕКТОВ В КРИСТАЛЛАХ ПАРАТЕЛЛУРИТА ПРИ ВЫСОКИХ ТЕМПЕРАТУРАХ	173
Челяпина О.И. УПРАВЛЕНИЕ ВНУТРЕННИМИ НАПРЯЖЕНИЯМИ ДЛЯ СНИЖЕНИЯ ДИФфуЗИОННОЙ ПРОНИЦАЕМОСТИ ПОКРЫТИЙ	174
Власов Н.М., Драгунов Ю.Г. КИНЕТИКА ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ОКРЕСТНОСТИ СТРУКТУРНЫХ	175

ДЕФЕКТОВ НАНОМАТЕРИАЛОВ	
Зельдович В.И., Хомская И.В., Фролова Н.Ю., Хейфец А.Э., Шорохов Е.В., Насонов П.А. СТАРЕНИЕ И РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ ХРОМОЦИРКОНИЕВОЙ БРОНЗЫ, ПРЕДВАРИТЕЛЬНО ПОДВЕРГНУТОЙ ДИНАМИЧЕСКОМУ КАНАЛЬНО-УГЛОВОМУ ПРЕССОВАНИЮ	176
Мейснер Л.Л., Остапенко М.Г., Лотков А.И., Гудимова Е.Ю. ВЛИЯНИЯ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ СОСТОЯНИЯ И ИЗМЕНЕНИЕ ОСТАТОЧНЫХ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ В ПРИПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ НИКЕЛИДА ТИТАНА	177
Волков А.Е., Черняева Е.В., Вьюненко Ю.Н., Рубаник В.В., Рубаник В.В. мл. ВЛИЯНИЕ УЛЬТРАЗВУКОВОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА АКУСТИЧЕСКУЮ ЭМИССИЮ В ДЮРАЛЮМИНИИ И СТАЛИ 20	178
Дегтярева В. Ф. «АПЕРИОДИЧЕСКАЯ» ПЕРИОДИЧЕСКАЯ ТАБЛИЦА ЭЛЕМЕНТОВ ПРИ ВЫСОКОМ ДАВЛЕНИИ	179
Колесников Н. Н., Борисенко Е. Б., Борисенко Д. Н., Тимонина А. В. СТРУКТУРНЫЕ ДЕФЕКТЫ В ГЕКСАГОНАЛЬНЫХ КРИСТАЛЛАХ МОНОТЕЛЛУРИДА ГАЛЛИЯ, ВЫРАЩЕННЫХ ИЗ РАСПЛАВА	180
Барелко В.В., Кирюхин Д.П., Кичигина Г.А., Баркалов И.П., Пумир А. МЕХАНИЗМЫ «НЕ-АРРЕНИУСОВСКОГО ГОРЕНИЯ» И «БЕЗГАЗОВОЙ ДЕТОНАЦИИ» В ХИМИИ И ФИЗИКЕ ТВЕРДОГО ТЕЛА (ПРИРОДА БЫСТРЫХ КОСМО-ХИМИЧЕСКИХ ПРОЦЕССОВ ВБЛИЗИ 0 К, МЕХАНИЗМЫ ВЗРЫВОПОДОБНЫХ РАСПАДОВ АМОРФНЫХ ФАЗ В ФИЗИКЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВ И МЕТАЛЛОВ, УСЛОВИЯ ВОЗНИКНОВЕНИЯ И ДИНАМИКА РАЗВИТИЯ ГЕОТЕКТОНИЧЕСКИХ ЯВЛЕНИЙ – ЗЕМЛЕТРЯСЕНИЙ)	181
Рогалин В.Е. ОПТИЧЕСКАЯ СТОЙКОСТЬ МЕДНЫХ ЗЕРКАЛ МОЩНЫХ ИМПУЛЬСНЫХ ТЕА CO <sub>2</sub> - ЛАЗЕРОВ	182
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Кретинина И.В. ВЛИЯНИЕ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ НА РАЗВИТИЕ ТЕРМОУПРУГИХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА Co <sub>49</sub> Ni <sub>21</sub> Ga <sub>30</sub>	183
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Кретинина И.В., Куц О.А. ВЛИЯНИЕ ЧАСТИЦ $\gamma'$ - ФАЗЫ НА МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И ТЕМПЕРАТУРНЫЙ ИНТЕРВАЛ СВЕРХЭЛАСТИЧНОСТИ В МОНОКРИСТАЛЛАХ СПЛАВА FeNiCoAlTa	184
Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Тверсков А.В. ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДА НА $\gamma$ - $\epsilon$ МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ И ДВОЙНИКОВАНИЕ В МОНОКРИСТАЛЛАХ АУСТЕНИТНОЙ НЕРЖАВЕЮЩЕЙ СТАЛИ С НИЗКОЙ ЭНЕРГИЕЙ ДЕФЕКТА УПАКОВКИ	185
Трубицын В.Ю., Долгушева Е.Б. СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ФИЗИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОПЛЕНОК ЦИРКОНИЯ	186
Чудаков И.Б., Александрова Н.М., Макушев С.Ю., Полякова Н.А. ДИСЛОКАЦИОННАЯ СТРУКТУРА ДЕМПФИРУЮЩИХ Fe-Al СПЛАВОВ ПОСЛЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ОТЖИГА	187
Стрелецкий А.Н., Бутягин П.Ю.	188



ЛИМИТИРУЮЩИЕ СТАДИИ МЕХАНОХИМИЧЕСКОГО СИНТЕЗА В ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ СИСТЕМАХ	
Деменева Н.В., Бредихин С.И. ОБРАБОТКА ПОВЕРХНОСТИ СТАЛИ CROFER 22 АРУ ДЛЯ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ В КАЧЕСТВЕ МАТЕРИАЛА ДЛЯ ТОКОВЫХ КОЛЛЕКТОРОВ ТВЕРДООКСИДНЫХ ТОПЛИВНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ	189
Беликов С.В., Корниенко О.Ю., Сергеева К.И., Белоногова Н.В. ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ МЕЖКРИТИЧЕСКОЙ ЗАКАЛКИ НА СВОЙСТВА ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННОЙ ТРУБНОЙ СТАЛИ	190
Петрова А.Н., Бродова И.Г., Ширинкина И.Г., Насонов П.А., Шорохов Е.В. ЗАКОНОМЕРНОСТИ СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЯ В АЛЮМИНИЕВОМ СПЛАВЕ АМц ПРИ ИНТЕНСИВНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЯХ	191
Надежкин М.В., Косинов Д.А., Баранникова С.А., Зуев Л.Б., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ КОНЦЕНТРАТОРОВ НАПРЯЖЕНИЙ НА КАРТИНЫ ЛОКАЛИЗАЦИИ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПРИ ОДНООСНОМ РАСТЯЖЕНИИ СТАЛИ 08Ю	192
Гришунин В.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Комиссарова И.А., Мартусевич Е.А., Громов В.Е. ПРИЧИНЫ ПОВЫШЕНИЯ УСТАЛОСТНОГО РЕСУРСА РЕЛЬСОВОЙ СТАЛИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКОЙ	193
Кийко В.М., Колчин А.А., Милейко С.Т, Новохатская Н.И., Толстун А.Н. АРМИРУЮЩИЕ ВОЛОКНА НА ОСНОВЕ СЛОЖНЫХ ОКСИДОВ ДЛЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОМПОЗИТОВ	194
Батаронов И.Л., Дежин В.В. ОРИЕНТАЦИОННАЯ И РАЗМЕРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ КОЛЕБАТЕЛЬНОГО СПЕКТРА ДИСЛОКАЦИОННОГО СЕГМЕНТА	195
Тетюева Т.В., Иоффе А.В., Денисова Т.В. БАКТЕРИЦИДНОЕ ВОЗДЕЙСТВИЕ ЦЕРИЯ И ЛАНТАНА НА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫЕ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫЕ СТАЛИ	196
Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Выбойщик М.А., Князькин С.А., Трифонова Е.А., Зырянов А.О. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ И КОРРОЗИОННЫЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 15Х5МФБЧ	197
Иоффе А.В., Тетюева Т.В., Трифонова Е.А., Денисова Т.В. ФОРМИРОВАНИЕ ФЕРРИТО-КАРБИДНОЙ СТРУКТУРЫ СТАЛИ 08ХМФБЧА	198
Стариков С.В. АТОМИСТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ОБРАЗОВАНИЯ ТРЕКОВ БЫСТРЫХ ТЯЖЕЛЫХ ИОНОВ В ЯДЕРНЫХ МАТЕРИАЛАХ	199
Гувалов А.А. ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ТЕПЛОТЫДЕЛЕНИЯ ПРИ ГИДРАТАЦИИ ЦЕМЕНТНЫХ СИСТЕМ	200
Молодец А.М., Мелькумов А.И., Фомичёв А.Ю. ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД И ТЕМПЕРАТУРНАЯ ЗАВИСИМОСТЬ ОТКОЛЬНОЙ ПРОЧНОСТИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	201
Сидоров Н.В., Палатников М.Н., Теплякова Н.А., Обрядина Е.Ю. ПРОЦЕССЫ СТРУКТУРНОГО РАЗУПОРЯДОЧЕНИЯ И СУПЕРИОННЫЙ ФАЗОВЫЙ ПЕРЕХОД В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ $Li_{0.12}Na_{0.88}Ta_{y}Nb_{1-y}O_3$	202
Алехин В.П. КИНЕТИКА РЕЛАКСАЦИИ НАПРЯЖЕНИЙ В АРМКО-ЖЕЛЕЗЕ ПОСЛЕ	203

ПОВЕРХНОСТНОГО УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЬНЫМ РОЛИКОМ И РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ИСКУССТВЕННОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО СТАРЕНИЯ	
Колобов Ю.Р. ЗАКОНОМЕРНОСТИ ЭВОЛЮЦИИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СУБМИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ТИТАНА ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ	205
Гуськов А.П., Некрасова Л.П., Ершов А.Е., Когтенкова О.А. РАСПАД РАСТВОРА ПЕРЕД МЕЖФАЗНОЙ ГРАНИЦЕЙ ПРИ НАПРАВЛЕННОЙ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ.	206
Прокофьев С.И., Йонсон Э., Дамен У. ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИЧЕСКОГО ПОВЕДЕНИЯ НАНОЧАСТИЦ ЖИДКОГО СВИНЦА, СВЯЗАННЫХ С ОДНОЙ ДИСЛОКАЦИЕЙ В АЛЮМИНИИ	207
Батулин А.А., Лотков А.И. ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА ИЗМЕНЕНИЯ ПЛАСТИЧНОСТИ В В2 ИНТЕРМЕТАЛЛИДАХ ТИТАНА.	208
Шеляков А.В., Ситников Н.Н., Менушенков А.П., Ежов Д.К., Шейфер Д.В., Иржак А.В., Коледов В.В., Кучин Д.С., Шавров В.Г. ВЛИЯНИЕ СООТНОШЕНИЯ АМОРФНОЙ И КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ ФАЗ НА ЭФФЕКТ ОБРАТИМОЙ ПАМЯТИ ФОРМЫ В КОМПОЗИТНОЙ БЫСТРОЗАКАЛЕННОЙ ЛЕНТЕ ИЗ СПЛАВА TiNiCu	209
Маркова Г.В., Лабзова Л.В., Ключева Е.С., Шуйцев А.В. ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ФОРМЫ СПЛАВОВ ПРИ ДЕФОРМАЦИИ КРУЧЕНИЕМ	210
Бадеха К.А., Гроховский В.И., Яковлев Г.А. МАРТЕНСИТНОЕ ПРЕВРАЩЕНИЕ В МЕТАЛЛЕ МЕТЕОРИТОВ ГРУППЫ IVB	211
Ващук Е.С., Ионина А.В., Райков С.В., Иванов Ю.Ф., Будовских Е.А., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВНОГО БОРОМЕДНЕНИЯ И ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКИ НА МИКРОТВЕРДОСТЬ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ СТАЛИ 45	212
Петрунин В.А., Загуляев Д.В., Мартусевич Е.А., Пономарева М.В., Громов В.Е. ФИЗИЧЕСКИЙ МЕХАНИЗМ ВОЗДЕЙСТВИЯ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ПОЛЗУЧЕСТЬ АЛЮМИНИЯ	213
Коваленко В.В., Громов В.Е., Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. КОЛИЧЕСТВЕННОЕ ОПИСАНИЕ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУР, ФОРМИРУЮЩИХСЯ НА МИКРОУРОВНЕ ПРИ ФРАГМЕНТАЦИИ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ В ПРОЦЕССЕ ДЕФОРМАЦИИ	214
Коваленко В.В., Громов В.Е., Козлов Э.В., Конева Н.А., Попова Н.А. ФОРМИРОВАНИЕ ФРАГМЕНТИРОВАННЫХ ОБЪЕМОВ В ПРОЦЕССЕ СТРУКТУРНО - ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ, ДЕФОРМИРОВАННОЙ ПРОКАТОМ	215
Сизов В.В., Воробьев С.В., Мясникова В.И., Комиссарова И.А., Коновалов С.В., Иванов Ю. Ф., Громов В.Е. ИЗМЕНЕНИЕ ЗЕРЕННОЙ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 20X23N18, ПОДВЕРГНУТОЙ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ И МНОГОЦИКЛОВОЙ УСТАЛОСТИ	216
Бессонов Д.А., Воробьев С.В., Белоусова Я.В., Комиссарова И.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В. Е. СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛИ 20X13, ПОДВЕРГНУТОЙ ОБРАБОТКЕ ВЫСОКОИНТЕНСИВНЫМ	217

ЭЛЕКТРОННЫМ ПУЧКОМ	
Горбунов С.В., Воробьев С.В., Мясникова В.И., Гришунин В.А., Коновалов С.В., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. УСТАНОВЛЕНИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ИЗМЕНЕНИЯ ГРАДИЕНТНЫХ СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫХ СОСТОЯНИЙ ПРИ ЭЛЕКТРОННО-ПУЧКОВОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ 08X18H10T	218
Загуляев Д.В., Коновалов С.В., Комиссарова И.А., Мясникова В.И., Иванов Ю.Ф., Громов В.Е. ВЛИЯНИЕ СЛАБОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ НА ФОРМИРОВАНИЕ ДИСЛОКАЦИОННОЙ СУБСТРУКТУРЫ ПРИ ПОЛЗУЧЕСТИ АЛЮМИНИЯ	219
Першина Е.А., Абросимова Г.Е., Аронин А.С., Матвеев Д.В. ИСПОЛЬЗОВАНИЕ МЕТОДА ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ЖЕЛЕЗА С МАГНИТОМЯГКИМИ СВОЙСТВАМИ	220
Куксин А.Ю., Янилкин А.В. ВЛИЯНИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ И ВКЛЮЧЕНИЙ НА ПЛАСТИЧЕСКУЮ ДЕФОРМАЦИЮ ПРИ УДАРНО-ВОЛНОВОМ НАГРУЖЕНИИ	221
Kisel V.P. KEY ROLE OF CLASSICAL DEFORMATION HARDENING OR SOFTENING IN BIOLOGICAL TISSUES UNDER PHASE TRANSITIONS	222
Глезер А.М., Шурыгина Н.А., Пермякова И.Е. СОЗДАНИЕ ВЫСОКОПРОЧНЫХ АМОРФНО-НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ Fe, Ni и Ti ПУТЕМ ЦЕЛЕНАПРАВЛЕННОГО ЛЕГИРОВАНИЯ ГРАНИЦ ЗЕРЕН	223
Лотков А.И., Гришков В.Н., Кашин О. А., Батулин А.А., Гирсова Н.В., Жапова Д.Ю. ЭВОЛЮЦИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ, МЕХАНИЧЕСКИЕ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ НИКЕЛИДА ТИТАНА ПОСЛЕ ТЕПЛОЙ ДЕФОРМАЦИИ	223
Тялин Ю.И., Тялина В.А. ЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ ПОЛЯ ПЕРЕСЕКАЮЩИХСЯ СКОПЛЕНИЙ ЗАРЯЖЕННЫХ ДИСЛОКАЦИЙ	224
Тялин Ю.И., Тялина В.А. ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ БАРЬЕРА НА УСЛОВИЕ ЗАРОЖДЕНИЯ ТРЕЩИН В ЗАТОРМОЖЕННОМ СКОПЛЕНИИ ДИСЛОКАЦИЙ	225
Столяренко А.И., Нечаев Е.П. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ПРОВЕРКА МАГНИТНОГО $\Delta T$ – ЭФФЕКТА	226
Gnatyuk-Danilchuk L.P., Kuznetsov V.V., Bistrov D.A. THE RESEARCH CONCERNING THE NATURE OF SELF-ORGANIC HIGH-TEMPERATURE YITTRIUM-BARIUM CERAMIC SUPERCONDUCTORS	227
Паклев В.Р. КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ТЕЛЕМЕТРИЧЕСКИХ СИСТЕМ	228
Страумал П.Б., Мазилкин А.А., Протасова С.Г., Страумал Б.Б., Гёринг Э., Баретцки Б. ФЕРРОМАГНЕТИЗМ В НАНОКРИСТАЛЛИЧЕСКОМ ОКСИДЕ ЦИНКА: «МАГНИТНАЯ ПЕНА» ИЗ ГРАНИЦ ЗЕРЕН	228
Именной указатель	230
Содержание	234

